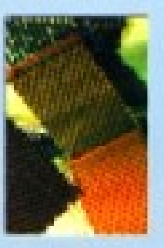
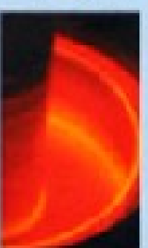
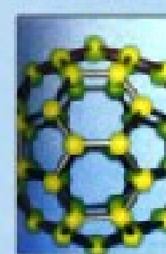
中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会


中国材料工程大典编委会


第2卷 钢铁材料工程（上）

干勇 田志凌
董瀚 冯涤 王新林 主编

化学工业出版社

CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

中国材料工程大典

中国机械工程学会 中国材料研究学会

中国材料工程大典编委会

CMDC

第2卷 钢铁材料工程（上）

干 勇 田志凌
董 瀚 冯 涤 王新林 主编

（京）新登字039号

内 容 简 介

中国材料工程大典是中国机械工程学会和中国材料研究学会共同组织全国39位院士、百余位各学科带头人、千余位材料工程专家共同执笔编写，全面反映当今国内外材料工程领域发展的最新资料和最新成果，集实用性、先进性和权威性于一体的大型综合性工具书。中国材料工程大典包括材料工程基础、钢铁材料工程、有色金属材料工程、高分子材料工程、无机非金属材料工程、复合材料工程、信息功能材料工程、粉末冶金材料工程、材料热处理工程、材料表面工程、材料铸造成形工程、材料塑性成形工程、材料焊接工程、材料特种加工成形工程、材料表征与检测技术等内容，涵盖了材料工程的各个领域，将最新的实用数据（特别是与国际接轨的标准数据）、图表与先进实用的科研成果系统地集合起来，并附应用实例，充分展示了材料工程各领域的现状和未来。中国材料工程大典不仅可以满足现代企业正确选材，合理用材，应用先进的材料成形加工技术，提高产品质量和性能，降低产品成本，增强产品市场竞争力的需要，而且对推动中国材料科学与材料成形加工技术的不断创新，促进制造业的发展，提高我国制造业的竞争能力，具有重要的现实意义。

本书为第2卷，钢铁材料工程（上）。主要内容包括钢铁产品牌号表示方法、铁、铸铁与铸钢、非合金钢、低合金钢、超细晶钢、镍基和铁镍基耐蚀合金、电热合金、高温合金、金属功能材料、钢铁焊接材料等。

本书主要供具有大专以上文化水平，从事材料工程研究的工程技术人员在综合研究和处理钢铁材料工程的各类技术问题时使用，起备查、提示和启发的作用，也可供研究人员、理工院校的有关师生参考。

图书在版编目（CIP）数据

中国材料工程大典．第2卷，钢铁材料工程．上/干勇等主编．—北京：化学工业出版社，2005.8
ISBN 7-5025-7304-6

Ⅰ．中…　Ⅱ．干…　Ⅲ．①材料科学②黑色金属—金属材料　Ⅳ．①TB3 ②TG141

中国版本图书馆CIP数据核字（2005）第094358号

中国材料工程大典
第2卷
钢铁材料工程（上）
中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会
干勇等　主编
责任编辑：周国庆　陈志良　李骏带
责任校对：洪雅姝
封面设计：雷嘉琦
*
化学工业出版社出版发行
（北京市朝阳区惠新里3号　邮政编码：100029）
购书咨询：（010）64982530
（010）64918013
购书传真：（010）64982630
http://www.cip.com.cn

新华书店北京发行所经销
北京蓝海印刷有限公司印装
开本880mm×1230mm 1/16　印张68 1/4　字数3148千字
2006年1月第1版　2006年1月北京第1次印刷
ISBN 7-5025-7304-6
定价：210.00元

序

材料是当代社会经济发展的物质基础，也是制造业发展的基础和重要保障。进入21世纪以来，随着经济全球化的发展和中国的崛起，现代制造业的重心正不断向中国转移。据统计，今天中国制造业直接创造国民生产总值的1/3以上，约占全国工业生产的4/5，为国家财政提供1/3以上的收入，占出口总额的90%。但是与发达国家相比，我国制造业的水平不高、自主创新能力不足、高端市场竞争力还不强。我国虽然已是世界制造业大国，但还不是世界制造业强国。在有关因素中，材料工程基础薄弱是制约我国制造业发展的关键因素。广义的材料工程包括材料制备、测试和加工成形过程。为了提高我国制造业的水平和竞争力，突破材料工程这个薄弱环节，中国机械工程学会和中国材料研究学会牵头，会同中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会共同组织编撰《中国材料工程大典》(简称《材料大典》)，其目的是力图为我国制造业提供一部集科学性、先进性和实用性于一体的综合性专业工具书。以满足广大科技工作者的迫切需求，为科技自主创新和我国制造业的崛起加强技术基础。

经过5年多的艰苦努力，《材料大典》终将出版了。这部共26卷约7000万字的巨著，是39位两院院士和1200余位参编专家教授们辛勤劳动的智慧结晶。有的作者为此牺牲了健康，如一位退休了的总工程师，为了把他多年的研究成果和实践经验写成书稿，由于长时间写作，导致眼睛视网膜脱落……。这种敬业精神与坚强毅力是值得我们学习铭记的。借此机会，我们要感谢中国金属学会、中国化工学会、中国硅酸盐学会、中国有色金属学会、中国复合材料学会的支持。这些学会的众多专家教授积极参与了《材料大典》编写工作，与中国机械工程学会和中国材料研究学会的专家教授一起完成这项艰巨任务，从而使《材料大典》在完整性与先进性、科学性与实用性的结合上得到了加强；我们要感谢科学技术部、国防科学技术工业委员会、国家自然科学基金委员会、中国科学技术协会、中国科学院、中国工程院，以及各协作单位对编写工作的大力支持和积极帮助；我们也要感谢师昌绪院士等顾问的殷切指导，他们在编委会的两次工作会议上提出了许多重要的意见和建议，平时也给予了经常关心和指导，使我们少走了许多弯路；我们还要对关心和支持《材料大典》编写工作的科研院所、院校、企业以及有关人员表示感谢。没有大家的支持与协同，就不可能有《材料大典》的成功编写和顺利出版。

《材料大典》既总结了10多年来在材料工程方面的最新数据、图表及科研成果，还汇集了国内外在材料工程方面的成熟经验和先进理念，它体现了科学性、先进性和实用性的结合。可供具有大专以上文化水平的有关工程技术人员查阅使用，也可供理工院校的师生参考。

编撰《材料大典》涉及范围广，难度大，书中不可避免地会存在一些缺点和不足之处，恳请各位读者指正。

中国机械工程学会理事长
中国材料工程大典编委会主任

2005年9月23日

前　言

《钢铁材料工程》是《中国材料工程大典》中的卷目之一。

钢铁材料既是传统材料，又是先进材料。以超细组织、高洁净度、高均匀性为特征的新一代钢铁材料，大幅度地提高了钢铁材料的质量和性能。钢铁结构材料的功能化，均质材料的复合化，与环境的协调化，已成为钢铁材料的发展方向。

我国正在进行大规模的经济建设，对钢铁材料的品种、质量和数量均提出了很高的需求。2004 年我国的钢产量达 2 亿 7 千万吨，约相当于日、美、俄三个产钢大国产量总和，已多年为世界第一产钢大国。在相当长期间内，基础设施建设和制造业的发展，对钢铁材料的需求量仍将保持在高位，这既是挑战又是机遇。钢铁产量的大量增加已给资源、能源供应、交通运输、环境保护带来了巨大压力。钢铁材料的研究、生产和使用部门的共同任务是：提高钢铁材料的质量和性能，延长其使用寿命，降低对资源、能源的消耗和对环境的污染。正确选材，合理用材，提高材料的利用率，已成为广大工程技术人员实际工作中急于要解决的主要问题。

编写本卷的目的在于为广大工程技术人员对正确选材，合理用材，以及应用先进的钢铁材料及其加工工艺成形的技术参数、图表及科研成果、实践经验提供技术依据。

本卷分上、下卷共约 500 万字。参加编写的主要单位有钢铁研究总院、北京科技大学、清华大学、沈阳铸造研究所、首钢冶金研究院、北京钢丝厂等。干勇、田志凌、董瀚、冯涤、王新林任本卷主编。参加各篇编写的人员都是该领域的专家教授，并具有深厚理论知识和丰富的生产实践经验。

各篇的主编如下：

第 1 篇　概论　干　勇
第 2 篇　钢铁牌号表示方法　林慧国
第 3 篇　铁　祖荣祥
第 4 篇　铸铁与铸钢　陈　琦　彭兆弟
第 5 篇　非合金钢　杨忠民
第 6 篇　低合金钢　董　瀚　雍歧龙　刘清友　杨才福
第 7 篇　超细晶钢　刘正才
第 8 篇　镍基和铁镍基耐蚀合金　康喜范
第 9 篇　电热合金　唐昌世
第 10 篇　高温合金　冯　涤
第 11 篇　金属功能材料　王新林　陈国钧
第 12 篇　钢铁焊接材料　田志凌
第 13 篇　合金钢　董　瀚

全书力求全面、系统地反映我国钢铁材料的研究开发现状，特别是所取得的最新成果，包括许多首次公布的技术参数。使其成为一部集实用性与先进性于一体的钢铁材料工程工具书。主要供制造业、钢铁材料工程的科技人员使用，也供材料科学科研人员、管理人员和高等院校的师生查阅。

在本书编写过程中，得到有关单位和个人的支持与指导。在本书即将出版之际，全体作者表示衷心的感谢。由于编写时间紧迫和编著水平所限，书中不当之处，恳请指正。

干勇　田志凌
董瀚　冯涤　王新林

2005 年 10 月 6 日

目　录




蓝天CAD论坛
CNCAD.NET







第 9 篇 电热合金 …… 649






蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第1篇

概 论

主 编 干 勇
编 写 赵先存 刘正才
审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET

第 1 章　钢铁材料的地位和作用

历史按照人类所用工具的不同分为石器时代、铜器时代和铁器时代。钢铁的应用创造了高度文明。钢铁生产能力是衡量一个国家综合实力的重要指标之一。没有足够数量的优质钢铁就没有工业化和巩固的国防。现代人的生活中离开钢铁是不可想像的。经济建设和社会发展需要研制和应用新型钢铁材料。

1　在结构材料领域 20 世纪是钢铁材料的世纪

就结构材料而言，20 世纪堪称钢铁材料的世纪。1900 年全世界的钢产量为 2 850 万吨，2000 年增至 8.43 亿吨，增长了约 29 倍，见图 1.1-1。

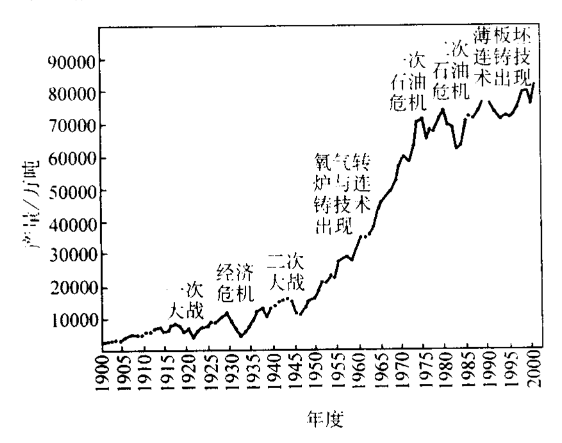


图 1.1-1　20 世纪世界钢产量

二次世界大战以后，先期进入工业化的国家开始大规模的基础设施建设和生产能力的扩张，使全球钢产量的增长速度达到 1 900 万吨/年。当先期工业化国家基础设施建设及工厂建设基本完成之后，对钢的需求量减弱，加上石油危机的影响，虽有新兴工业化国家出现，全球钢产量增长幅度仍然下降。

20 世纪的实践证明，一个国家所处的经济发展阶段决定了一个国家对钢产量需求的程度。农业社会对钢的需求量是很低的。工业化的初级阶段对钢的需求量高于农业社会。对钢的需求量最大的是工业化的大规模的基础设施建设阶段和生产能力扩张阶段。进入工业化阶段后期对钢的需求量又趋向减弱。

图 1.1-2 为中国、美国、日本钢产量的变化。由图 1.1-2 可见，我国的钢产量增长快速，美国和日本的钢产量均减少。

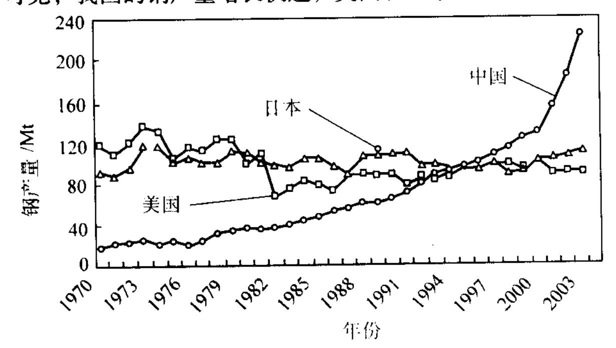


图 1.1-2　中国、美国、日本钢产量的变化

表 1.1-1 和表 1.1-2 分别为工业发达国家和发展中国家及地区的钢产量。从 1974 年到 2001 年，发达国家的钢产量降低了 16 976.3 万吨（减少 40%）；同期发展中国家的钢产量增加了 25 769.7 万吨（为原产量的 6.2 倍）。

表 1.1-1　1974、1980、1992 和 2001 年工业发达国家的钢产量　万吨

年份	1974	1980	1992	2001①
美国	13 680.2	10 145.5	8 432.2	8 971.1
日本	11 932.2	11 139.3	9 832.2	10 286.3
德国	5 323.2	4 383.8	3 871.1	4 480.1
英国	2 659.4	1 122.7	1 605.0	1 357.1
法国	2 702.1	2 317.6	1 790.4	1 935.1
意大利	2 380.4	2 650.1	2 490.4	2 646.1
西班牙	1 150.2	1 264.3	1 229.5	1 671.9
比利时	1 622.7	1 233.2	1 033.0	1 078.1
加拿大	1 362.3	1 590.1	1 393.3	1 510.6
9 国合计	42 812.7	35 846.6	30 088.6	25 836.4

① 2001 年为国际钢协数据。

表 1.1-2　1974、1980、1992 和 2001 年发展中国家及地区的钢产量　万吨

年份	1974	1980	1992	2001①
中国	2 111.9	3 712.1	8 003.7	14 139
巴西	751.5	1 530.9	2 389.9	2 672
韩国	194.7	855.8	2 805.4	4 385
印度	706.9	951.4	1 811.7	2 729
台湾	59.7	341.7	1 070.5	1 707
墨西哥	513.8	715.6	843.6	1 349
阿根廷	235.3	268.7	266.1	410
委内瑞拉	105.8	197.5	339.6	396
土耳其	159.0	253.6	1 025.4	1 508
沙特			182.3	338
伊朗	56.7	120.0	293.7	692
埃及	50.0	80.0	140.0	380
12 国合计	4 945.3	9 027.3	19 171.9	30 705

① 2001 年为国际钢协数据。

我国是世界上最早使用铁器的国家之一，但实现工业生产较晚。1890 年张之洞创办了汉阳铁厂，这是我国第一个近代钢铁企业。从 1895 年到 1949 年全国最高年钢产量未超过 100 万吨。新中国成立以后对钢铁生产十分重视，但基础薄弱。1949 年只产钢 15.8 万吨，居世界第 26 位，不到当时世界钢产量 1.6 亿吨的 0.1%。1978 年产钢 3 174 万吨，居世界第五位，占世界钢产量的 4.4%。改革开放以后，我国引进了新技术、新装备，建设了宝钢、武钢等现代化企业，并对老厂进行了大规模的技术改造。在增加产量的同时，加快了结构调整，淘汰了平炉、横列式轧机，发展了氧气转炉和连



铸。增加了低合金高强度和板带等高附加值产品的产量。

中国钢铁工业从20世纪90年代以来，得到了快速发展。1990年产钢6 535万吨，2003年达22 233万吨，为1990年的3.3倍，如图1.1-3所示。钢产量自1996年以来已连续8年保持世界第一。2002年我国人均钢产量达到141 kg/（人·年），首次超过了世界人均钢产量138 kg/（人·年）的水平。

在钢材总消费量大幅度增加的情况下，国产钢材的市场占有率逐步提高，2002年达到91%，如图1.1-4所示。

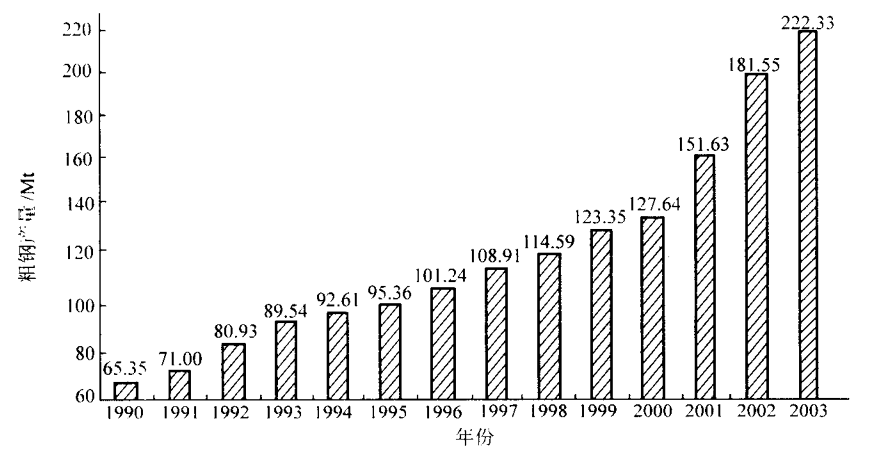


图1.1-3 中国粗钢产量的增长情况

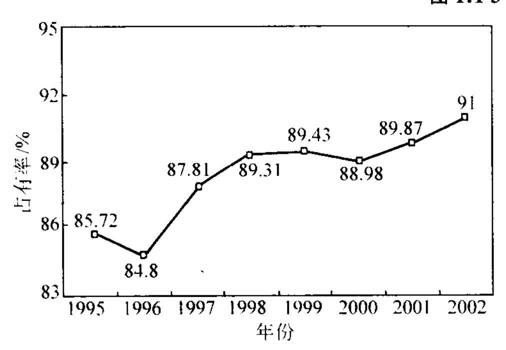


图1.1-4 近年来国产钢材市场占有率的变化

在钢材消费量大幅度增加的情况下，低（微）合金钢产量和合金钢产量保持了同步增长态势，特别是低（微）合金钢有较大幅度增加（见图1.1-5）。近3年来，合金钢比从2000年的5.06%增加到2002年的6.17%。这说明我国机械制造业在蓬勃发展，也说明高附加值的产品在逐步增加。

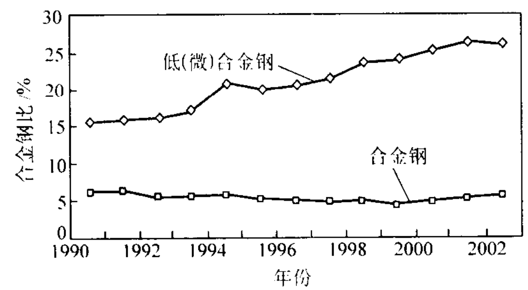


图1.1-5 近年低（微）合金钢与合金钢的发展

根据上述的产品市场变化，各钢铁企业开始从工艺结构调整逐步转向加大品种结构的调整。新品种增多，例如管线钢升级，船板钢升级，不锈钢产量迅速增加，汽车板从IF钢发展到TRIP钢。研究工作中以超细晶为核心，以提高洁净度和钢质均匀性为基础的新一代钢铁材料正在快速研发并开始进入工业生产和应用。

国民经济的高速发展和世界范围内钢铁生产中心的转移，为中国钢铁工业带来了前所未有的机遇。钢铁材料性能的提高和生产成本的降低将是今后钢铁工业发展的主流。以低能源、资源消费和低污染排放为特征的可持续发展已成为主要目标。

2 钢铁材料的优势

国际材料研究会（MRS，Material Research Society）曾对“未来对材料和技术的要求”提出过总分为100分的分类比较（见图1.1-6）。其中以价格低（占总分的40分）、有利环境（占总分的27分）、节能和节材（占总分的13分）3项为主要要求。1999年日本钢铁学会就4种典型的人工结构材料和一种天然结构材料的比强度价格做了比较（见表1.1-3）。从表中看出，除水泥的比强度价格最低外，钢材的比强度价格比其他材料都低，但水泥的抗拉强度低，而钢的综合性能优良。在两次石油危机前，钢铁材料生产过程能耗、物耗高，环境负荷重。经过近30年的结构调整和技术、管理进步，钢的生产成本降低，钢材价格尽管有波动，但没有涨价（见图1.1-7），而其他材料都在涨价，有的为大幅波动地逐步涨价。20世纪最后几年，钢材成本进一步降低，进入21世纪后仍有降价趋势（见图1.1-8）。从与环境友好观点看，钢铁生产过程是简单的氧化还原反应和机械力学加工，不排放危害人体的有机物和重金属离子。由于环保技术与钢铁生产工艺的结合，钢铁生产中空气排尘和污泥外排正在减少，产生的固体废弃物已近全部回收利用。钢铁产品服役报废后可以近100%回收分类重熔加工，因此钢铁材料是与人类友好的材料。在节能降耗上，以标煤计，过去10年中国钢铁吨钢能耗下降了一半，即从1990年的1 611 kg/t下降到2001年的823 kg/t。由此可见，钢铁材料具有价格低廉、环境友好、回收便利、资源丰富、性能可靠、易于加工并已形成大规模生产能力等特点，与其他基础材料相比，特别是作为基础结构材料，有很强的竞争力，在21世纪仍有占据主导地位的优势。

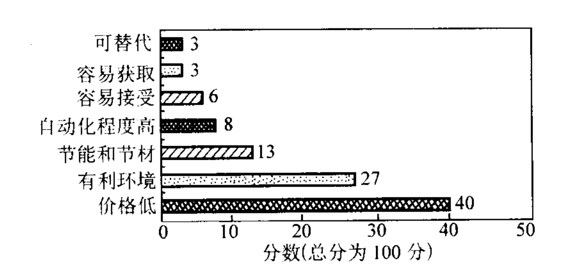


图1.1-6 未来对材料和技术的要求

表 1.1-3　各种材料的比强度价格

材　料	单重价格 A/元·kg^{-1}	比强度 B/MPa·(g·cm^{-3})$^{-1}$	比强度价格 A/B
钢铁（钢板 SS41）	46	51	0.9
铝合金（A5062）	585	96	6.1
水泥（生水泥）	5	7.8（挤压强度）	0.6
塑料（聚氯乙烯）	125	38	3.3
木材(9 mm 胶合板)	131	109	1.2

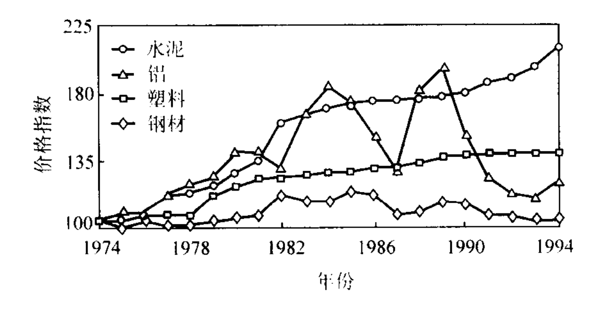


图 1.1-7　不同材料的价格变化（1974 年的价格指数视为 100）

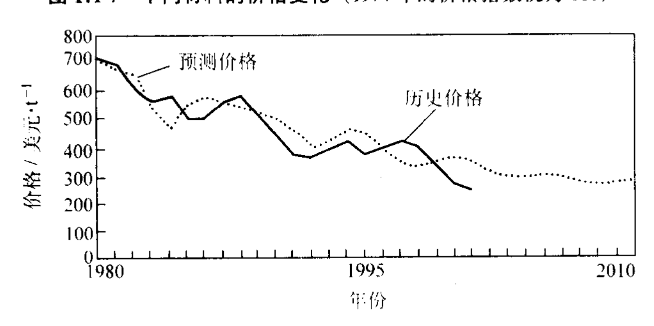


图 1.1-8　美国热轧卷板的历史价格与预测价格

今后钢铁企业的任务不只是生产钢铁材料，还应成为环境友好型企业，可以向城市提供电能和热能，可以消纳塑料等社会废弃物。

3　市场需求

在经济全球化的大环境中，我国政府采取了正确的宏观经济政策，扩大内需，加强基础设施建设，保持了经济以较快的速度增长，人民生活水平不断提高，国内市场需求快速增长，这些因素都是我国发展钢铁材料的推动力。图 1.1-9 所示为我国钢铁材料表观消费量的增长情况。

2002 年钢产量比 2001 年增长了 18.9%，但同期汽车产量的增长速度和房地产投资额的增长速度均高过钢产量的增长速度。建筑和汽车等行业的发展拉动了钢铁工业的增长。

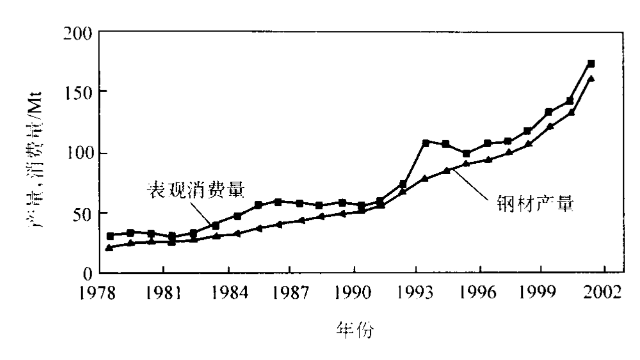


图 1.1-9　中国钢材表观消费量的增长

日本汽车工业用钢占钢材总量的 19.3%，而我国现在只占 4%，汽车工业的发展要求钢铁工业提供大量的、优质的、多品种的钢材，将全面促进钢铁工业的发展。世界制造业正在向我国转移，发展制造业是国家的既定方针，我国有希望成为世界制造业的中心，这将增加对钢铁的需求。

4　21 世纪钢铁仍是占主导地位的结构材料

21 世纪钢铁仍是占主导地位的结构材料。这在以实现工业化为历史任务的我国，更是如此。1998 年美国钢铁联合会组织专家、学者编写了 21 世纪"钢铁工业技术开发指南"。同年欧洲钢铁工业联盟提出了"欧洲钢铁工业技术发展指南"。1999 年日本钢铁协会公布了 21 世纪"日本钢铁科学技术战略"。这 3 份文件都认为"钢铁材料仍是 21 世纪的必选材料"。钢铁工业在全球经济发展中仍将保持其"领导地位"。其理由是：

1）钢铁材料仍是一种先进材料，目前使用的一半以上的材料 10 年前尚不能生产。

2）钢铁是最易回收的材料，比纸、塑料、玻璃和铝等材料的回收总量还多。这使它作为一种材料已经并继续对可持续发展做出重大贡献。

3）钢铁和钢铁工业在投资、成本、资源、综合性能、效率、现有基础及水平等方面依然保持着优势。

4）钢铁工业在环保方面已经做了巨大努力，并将继续努力。

5）钢铁材料的性能仍有潜力。日本拟于 2010 年将钢的强度和寿命各提高 1 倍，2030 年再翻一番。

6）高技术在钢铁工业上的应用已使钢铁工业成为世界上最高产、最高效和技术先进的工业之一。

7）在世界范围内钢铁仍保持年增长几个百分点的趋势。其他材料与钢铁的竞争不容忽视，但没有改变这种趋势。

看来在 21 世纪钢铁材料依然是"必选材料"，钢铁行业仍是强大的、充满活力的行业。

编写：刘正才（钢铁研究总院）



第 2 章　钢铁材料和冶金工艺的进展

人类进入铁器时代已有 3 000 多年的历史。19 世纪前是在作坊中由铁匠以手工的方式生产农具、兵器和日常用器。1769 年瓦特发明蒸汽机，发生了产业革命。铁道建设和机械制造需要大量钢材。在生产力蓬勃发展的推动下，钢铁材料逐步建立起相应的理论，钢铁冶金由手工操作发展为工业生产。

1　钢铁材料的发展由凭经验到靠科学

在 19 世纪前，人们应用的主要是非合金钢。钢的合金化及合金钢的应用从 19 世纪后半期开始。化学分析和物理测试方法开始建立并积累了一定的经验。由于钢的生产量和使用量不断增大，机械制造业需要解决钢的切削加工问题，1868 年英国人马希特（R.F.Mushet）发明了成分为 2.5%Mn-7%W（质量分数）的自硬钢，将切削速度提高到 5 m/min。随着商业和运输的发展，1870 年在美国用铬钢（w_{Cr} 1.5%～2.0%）在密西西比河上建造了跨度为 158.5 m 的大桥。稍后，一些国家改用镍钢（w_{Ni} = 3.5%）建造大跨度的桥梁。随着工程技术的发展，要求加快机械的转动速度，1901 年在西欧出现了高碳铬轴承钢。1910 年又发展出了 18W-4Cr-1V 型的高速工具钢，进一步把切削速度提高到 30 m/min。20 世纪 20 年代以后，由于电弧炉炼钢法被推广使用，为合金钢的大量生产创造了有利条件。化学工业和动力工业的发展，又促进了合金钢品种的扩大，于是不锈钢和耐热钢问世了。1920 年德国人毛雷尔（E.Maurer）发明了 18-8 型不锈耐酸钢。1929 年在美国出现了 Fe-Cr-Al 电阻丝。1939 年德国在动力工业开始使用奥氏体耐热钢。第二次世界大战以后由于航空工业和火箭技术发展的需要，出现了许多高强度钢和超高强度钢等新钢种，例如沉淀硬化型高强度不锈钢和各种低中合金高强度钢。20 世纪 60 年代以后，许多冶金新技术，特别是炉外精炼技术被普遍采用，合金钢开始向高洁净度、高精度和超低碳的方向发展，又出现了马氏体时效钢、超纯铁素体不锈钢等新钢种。合金钢的问世和发展，适应了社会生产力发展的要求，是与机械制造、交通运输和军事工业的需要分不开的。

19 世纪末至 20 世纪前叶，钢的一般成分化学分析方法已经建立，观察大于微米级的显微组织的金相学技术已普遍应用。通过物理性能测定或热分析方法研究相变已积累了一定经验，用相律指导相图的工作已大量开展。1863 年英国人索比（H.C.Sorby）发明了金相技术，为研究合金中的相组成和显微组织提供了有力工具。1868 年俄国人切尔诺夫（Д.К.Чернов）观察到钢必须加热到超过某个临界温度才能淬火硬化，提示了相变的存在和作用。1887 年法国人奥斯蒙（F.Osmond）利用差热分析方法系统地研究了钢的相变。1899 年英国人罗伯茨-奥斯汀（W.Roberts-Austen）提出钢在临界温度以上的相是固溶体，并绘制出第一张铁碳相图。1900 年德国人巴基乌斯-洛兹本（H.W.Bakhius-Roozeboom）在此基础上应用吉布斯（J.W.Gibbs）相律修订了铁碳相图。相图的出现，是物理冶金学发展的一个里程碑。

美国人贝茵（E.C.Bain）和达文波特（E.S.Davenport）从 1929～1930 年开始研究钢中奥氏体在不同恒温条件下的转变过程及其产物，绘制了 S 曲线，后来改称 C 曲线，阐明了钢的热处理的一般原理，对钢的发展和有效利用起到了重要的指导意义。X 射线衍射分析在物理冶金学发展中起了重要作用。通过应用 X 射线，了解了多种合金相结构，包括马氏体的结构及其与碳含量的关系。

从原子间结合力计算出来的钢的理论强度比其实际强度高几十倍甚至几个数量级。实际强度和理论强度的这种差别，长期以来得不到满意的解释。1934 年奥罗万（E.Orowan）、波拉尼（M.Polanti）和泰勒（G.I.Taylor）分别提出晶体位错的概念，才使塑性材料的实际强度远比理论强度低的问题得到比较合理的解答。位错理论认为，范性形变的基本过程是位错的运动和增殖。位错在晶体中运动的阻力就表现为强度。位错移动时，只需位错中心附近少数原子移动很小的距离（甚至小于一个原子间距），而不含位错的完整晶体，必须通过晶体的一部分对另一部分作整体刚性滑移，才能形变，据此计算出来的阻力数值显然比前者高得多。位错在金属材料中是普遍存在的，而且即使是不含位错的材料，在受力时也会产生位错。用位错理论不但成功地指出了材料实际强度和理论强度相差千百倍的原因，而且正确地说明了钢的形变和加工硬化现象。20 世纪 50 年代，电子显微镜和薄膜透射技术的应用及衍衬理论的建立，为金属的微观结构如位错的存在和运动等研究，提供了有力的工具。

20 世纪 70 年代以来，电子计算机应用技术进入了材料领域。使钢的合金设计进入了一个新的阶段。人们应用计算机可以从已有的关于钢的成分-工艺-组织结构-性能之间的定量关系预报钢的性能。也可以根据要求的性能优化钢的成份、工艺，进行材料设计。人们开始进入按使用要求，根据已有理论和数据设计性能良好钢材的时代。

2　冶金工艺从手工技艺到工程科学

1855 年，英国人贝塞麦（H.Bessemer）发明了酸性炉衬空气底吹转炉炼钢法，第一次解决了大规模生产液态钢的问题。贝塞麦炼钢法的诞生，标志着现代炼钢法的开始，并且成为了 19 世纪后半叶最主要的炼钢方法。1864 年法国人马丁（P.E.Martin）利用蓄热法改进火焰炉，使火焰炉温度提高到炼钢需要的温度，发明了平炉炼钢法。20 世纪的上半叶是平炉炼钢的黄金时代。由于平炉炼钢法具有适应各种原料配比（从 100%生铁到 100%废钢）、炼钢品种多、质量优于空气底吹转炉钢以及生产率高等优点，迅速成为最主要的炼钢法。

氧气转炉炼钢的出现是现代炼钢法的又一个新阶段。自 1952 年发明氧气顶吹炼钢法以来，氧气转炉炼钢增长迅速，20 世纪 90 年代世界氧气转炉钢的年产量已超过总产钢量的 50%。

法国人埃鲁（P.L.T.Heroult）发明了电弧炉并在 20 世纪初应用于炼钢，形成电弧炉炼钢法。最初，电弧炉炼钢作为特殊钢和合金钢的生产方法，在材料制造中具有重要意义，但产量较小。20 世纪 70 年代美国联合碳化物公司开发了超高功率电弧炉，所用原料为废钢。在工业发达国家，废钢积累多，价格便宜，所以电弧炉炼钢发展更快。但废钢中不可避免混入一些有色金属（铜、镍、铬等）以及一些危害很大的痕量元素（铅、锡、砷、锑、铋），由于炼钢条件的限制，在冶炼过程中无法去除，因此只能加入优质废钢或海绵铁稀释以改善钢的质量。

碳的氧化是炼钢过程中最基本的氧化反应。碳的氧化不仅是要把碳脱除到钢种所要求的成分范围，而且脱碳反应生成大量的一氧化碳气泡，使熔池得到充分搅拌，并把钢中的非金属夹杂物以及有害气体带出钢液。一氧化碳气体的搅拌



是炼钢质量的重要保证。在以废钢为主要原料的电弧炉炼钢法中，为了能得到一氧化碳气泡搅拌熔池，在配料时需要加入生铁或其他含碳物质。磷和硫是钢中有害元素，因此脱磷和脱硫也是炼钢的重要反应。磷和硫都要靠造碱性渣来脱除。随着氧化过程的进行，钢中的氧不断增高。氧对钢的质量有很大危害，因此在炼钢的最后一步要进行脱氧。不同的脱氧方法对钢的质量和炼钢的成本有相当大的影响。钢中气体和非金属夹杂物的含量及夹杂物形态是评价钢的冶金质量的重要指标。气体和夹杂物含量低的钢为洁净钢。去除气体和非金属夹杂物是炼钢的又一项重要任务。这样综合起来，炼钢的任务又可归纳为脱碳、脱磷、脱硫、脱氧、合金化、去除气体和非金属夹杂物。

炼钢反应的条件有不少是相互矛盾的，例如脱硅生成酸性氧化物而脱磷脱硫需要碱性渣；脱碳和脱磷需要强氧化条件而脱硫和脱氧适宜在还原条件下进行；脱碳要求高温而脱磷宜于在较低温进行等。因此，在同一个冶金反应器内不可能造成对所有反应都适合的条件。现已公认在转炉之前进行铁水预处理、出钢后进行炉外精炼是降低钢中有害杂质，生产洁净钢的好方法。

20 世纪前半叶、生产设备向大型化、自动化、连续化发展。20 世纪 60 年代大型高炉、氧气转炉、连续铸钢和新型连轧机投产、钢铁生产面貌发生了巨大变化。1975 年世界钢产量达到 7 亿吨。此后出现了炼钢-炉外精炼-连铸三位一体的炼钢流程。生产设备大型化的进程放缓，更加注重生产过程的节能降耗和提高产品质量。

当前的发展方向是材料科学与工程技术相结合，通过优化钢的成分、工艺和流程获得所需的组织结构和良好的综合性能，使钢铁生产成为资源节约型和环境友好型。

3 钢的强韧化

20 世纪下半叶在物理冶金领域的重大成就是建立起了成分-工艺-组织结构-性能之间的关系。钢主要用作结构材料，故组织结构与力学性能之间的关系尤为重要。强度是对结构材料的最基本的要求。屈服强度（σ_s）和抗拉强度（σ_b）是其主要指标。屈服强度是工程设计确定许用应力的主要依据。抗拉强度是强度储备的主要指标。为防止材料在使用状态下发生脆性断裂，要求材料有一定的阻止裂纹扩展的能力，即一定的韧性。钢的韧性的主要指标是冲击韧性和冲击韧脆转变温度。现一般采用断口具有 50%纤维状形貌的冲击试验温度（50%FATT）作为冲击韧脆转变温度。

根据所需的强韧性，要调整钢的组织结构。钢的显微组织往往由两种以上的相组成。钢的性能不只决定于相组成的体积百分数，而且决定于组织的粗细和析出物的尺寸。屈服强度的定性关系式如下：

$$\sigma_s = (\sigma_o + \sigma_{ss} + \sigma_p + \sigma_d) + (kd^{-1/2} + k' d_s^{-1/2})$$

式中，σ_o 为铁素体摩擦应力；σ_{ss}、σ_p、σ_d 分别为固溶、沉淀、位错引起的强化应力；d 为铁素体晶粒直径；d_s 为亚晶晶粒直径；k、k' 为常数。

上式中第一个括号内的项目是铁素体基体强化，第二个括号内的项目是晶界造成的强化。

3.1 固溶强化

利用固溶的置换式溶质原子或间隙式溶质原子来提高钢基体强度的方法称为固溶强化。它是一种最常用的强化方法。绝大多数钢材的基体都免不了用固溶强化，其实质是，溶质原子使基体的点阵（或称晶格）发生畸变，位错运动受到阻碍，从而提高了钢的强度。常用元素中，磷、硅、铜强化效果较大，锰、钼、镍、铝强化效果较小，间隙溶质碳和氮强化的效果比置换溶质的强化效果高得多，前者是后者的 10 ~ 100 倍。然而，碳在 α 铁中的最大溶解度只有 0.0218%，这样就使得强化的总效果有限。利用铁基固溶体的多形性转变这一重要现象，把钢加热到高温 γ 相区，就可以有大量的碳溶解在 γ 铁中，然后再用淬火的方法使 γ 相转变成具有同样碳含量的马氏体。这样，碳的固溶强化就成了淬火马氏体强化的主要因素。这是结构钢和工具钢中最基本、最常用的强化方法。同样，当固溶强化效果过大导致材料脆性增大时，也需要采取韧化措施（例如回火）来加以改善。固溶强化与溶质元素的质量分数成接近线性的关系，即 $\sigma_{ss} = A\%$（溶质元素的质量分数）。表 1.2-1 示出常用元素的 A 值。

表 1.2-1 溶质元素对铁素体固溶强化系数的影响

元素	溶质元素的 A 值/MPa
Mn	37
Si	83
Ni	33
Cr	-30
P	680
Cu	38
Mo	11
C 与 N	5 000

3.2 沉淀强化

通过高温加热的固溶处理，将合金元素的化合物溶入 γ 铁中，淬火后形成马氏体，即过饱的铁基固溶体，然后再在较低温度（固溶度线以下）加热，依靠过饱和固溶体的脱溶产生的强化称沉淀强化或析出强化、时效强化。在低碳、中碳或高碳合金钢中，利用过饱和的碳和铌、钒、钛、钼、钨、铬等合金元素，在脱溶过程中碳化物的析出导致强化。在微碳（$w_C < 0.03\%$）的高合金钢中，例如马氏体时效钢，则是利用固溶的置换式合金元素镍、钼、钛、铜等，在脱溶过程中析出金属间化合物导致强化。第二相颗粒的强化作用是由于它们阻碍晶体中位错的运动。位错运动受阻或者是由于位错线必须切割第二相颗粒，或者是必须绕过第二相颗粒。

Ashby-Orowan 模型成功地描述了沉淀硬化的作用，由该模型推算的沉淀强化作用与沉淀相尺寸和体积分数之间的关系如图 1.2-1 所示。

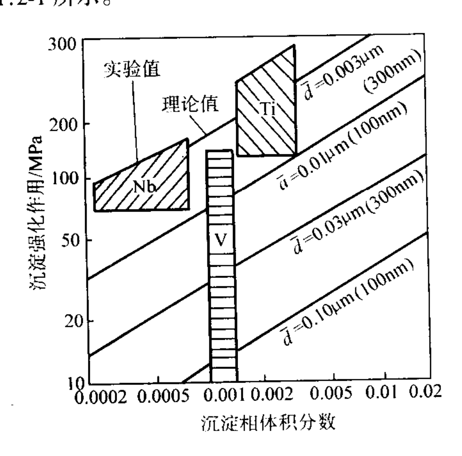


图 1.2-1 由 Ashby-Orowan 模型而得到的沉淀强化作用与沉淀相尺寸 d 及其体积分数 f 之间的关系（同时列出了试验值范围）

3.3 形变强化

对于不再经受热处理，并且使用温度远低于材料再结晶温度的钢材（例如低碳低合金钢），经常利用形变提高强度，亦称加工硬化。形变强化的实质就是在材料的再结晶温度以下进行冷形变，随着形变程度的增大，在晶体内产生高密度的位错，位错密度越高，强化的程度越大。位错密度 ρ 与强度的关系式如下：

$$\sigma_d = \alpha\mu b\rho^{1/2}$$

式中，μ 为剪切模量；b 为柏格斯矢量；α 为常数。利用形变强化得到高强度钢制品的典型是高碳钢冷拉钢丝。随着形变程度的增大，钢的强度和硬度提高，但塑性和韧性降低，脆性增大。在马氏体型相变过程中引起的内部相变冷作硬化，就其物理实质来说，也属于形变强化，只不过这时的形变并非来自外部，而是来自马氏体相变过程中晶体自身切变所产生的高密度位错。

3.4 晶粒细化强化

晶粒细化强化是钢中最重要的强化方式之一，人们对晶粒细化强化的本质研究已相当深入，且可以定量地加以计算。

基于试验结果建立的 Hall-Petch 公式，晶粒细化对钢的屈服强度的贡献为：

$$\sigma_s = \sigma_o + k_y d^{-1/2}$$

式中，σ_s、σ_o、k_y、d 分别为是屈服强度、摩擦应力、常数和铁素体晶粒直径。

钢的组织可以是铁素体，也可以是珠光体、贝氏体、马氏体，此时晶粒直径则是广义的，对珠光体是其片层间距，对板条贝氏体或马氏体组织是其板条束尺寸。

图 1.2-2 显示铁素体晶粒度及各种固溶强化元素对正火状态 $w_C = 0.2\%$ 钢屈服应力的贡献。

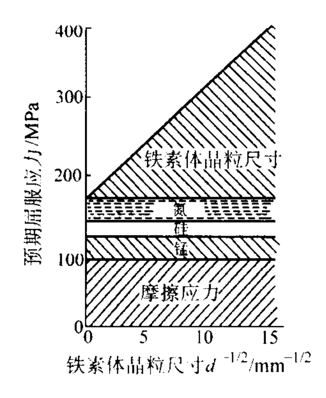


图 1.2-2 铁素体晶粒尺寸对正火质量分数为 0.20%C、1.0%Mn、0.20%Si、0.010%N 钢屈服应力的影响

晶粒细化之所以提高钢的强度，是因为晶界阻碍位错运动的结果。在这个意义上，也可把晶粒细化强化称为晶界强化。当把晶粒进一步超细化以后，可使钢的强度大幅度升高（见图 1.2-3）。

3.5 韧化

相对于强化的理论，韧化理论的发展较为滞后，这与韧性指标的不确定和韧化原理的复杂性有关。通常用冲击试验所得的韧脆转变温度（FATT）和所测得的平台功值 C_v 来表达。

除锰和镍以外，所有固溶强化元素均提高 FATT（见表 1.2-2），其中碳的影响尤为突出（见图 1.2-4）。

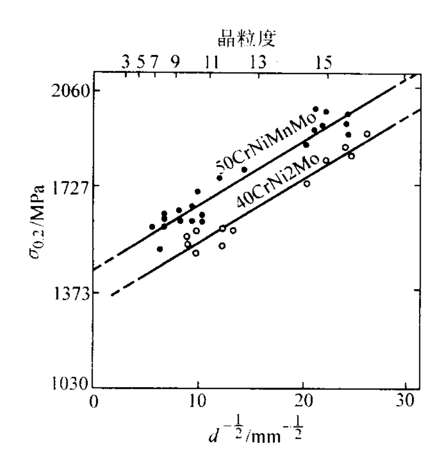


图 1.2-3 钢的强度与奥氏体晶粒大小的关系

表 1.2-2 固溶于铁素体中的各元素对韧脆转变温度的影响

元 素	T_c（℃）的变化，每 1 MPa 增加数
Ni	-0.9
Mn	-0.3
Cu	+0.4
Si	+0.5
C	+0.7①
N	+2.0①
P	+3.5

① 对间隙溶解的 C 或 N。

图 1.2-4 试验温度对不同碳含量正火钢冲击吸收功的影响

随碳含量的增加，钢的 FATT 提高而 C_v 降低。为了提高钢的韧性，改善焊接性，低合金高强度钢中的碳含量不断降低。20 世纪 60 年代 X60 级管线钢的碳含量（质量分数）为 0.19%，70 年代为 0.10%，80 年代 X70、X80 级管线钢的碳含量（质量分数）降低到 0.03%。

沉淀强化（σ_p）提高 FATT（σ_p 每增加 1 MPa，FATT 提高 0.2～0.5℃），位错强化（σ_d）也提高 FATT（σ_d 每增加 1 MPa，FATT 提高 0.2～0.6℃）。

随夹杂物的增加，C_v 降低。此关系可见于硫化物（见图 1.2-5）和氧化物夹杂。由于变形使夹杂物沿变形方向拉长，造成钢材的各向异性。

随夹杂物长度变短，裂纹顶端张开位移（COD）明显增加，即韧性提高（见图 1.2-6）。链状夹杂物之间分隔的距离越小，COD 越低，即韧性降低（见图 1.2-7）。

除去钢中夹杂、气体及有害元素，尽可能降低钢的碳含量是提高钢韧性的有效方法。钢中非金属夹杂物是断裂的裂纹源。在冶炼上采用真空除气、电渣重熔、真空自耗重熔和各种炉外精炼技术，提高钢的洁净度，可显著改善钢的韧性。



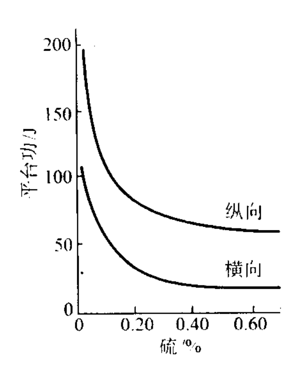


图 1.2-5 硫含量对平台功的影响
（由于夹杂物拉长产生平台功的异向性，硫含量与 MnS 夹杂物的体积分数成比例）

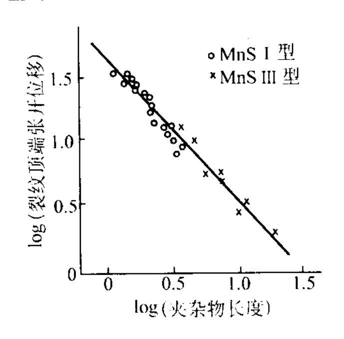


图 1.2-6 夹杂物长度用裂纹顶端张开位移测定的断裂韧度间的关系

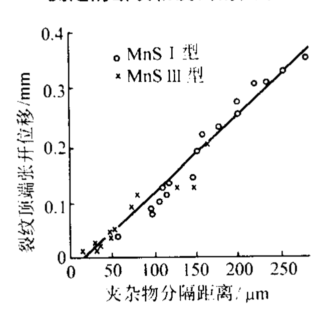


图 1.2-7 夹杂物分隔距离与用裂纹顶端张开位移测定的断裂韧度间的关系

钢中磷、硫、砷、锑等有害元素的去除，也能改善钢的韧性。钢中的碳，虽然在很多情况下是不可缺少的元素，但碳却使钢的韧性恶化。在可能的条件下，应尽量降低钢的碳含量。

4 高洁净钢与炉外精炼

钢的洁净度提高到一定程度，不但可以大幅度提高钢的性能，还可以赋予钢新的性能，即开发出新材料。例如，轴承钢中的氧含量 w_O 从 30×10^{-6} 降低到 5×10^{-6}，其使用寿命可以提高 30 倍；奥氏体不锈钢中的磷含量 w_P 降低到 3×10^{-6}，则可以对应力腐蚀免疫。所谓洁净钢，一般是指限定钢中的有害元素硫、磷、氢、氮、氧的含量，有时还包括碳；随着废钢用量的增加，还包括铜、锌、锡、铅等元素。由于氧化物夹杂（Al_2O_3）的危害大，应特别注重限制钢中总氧量（T［O］）及钢中氧化物夹杂物的含量、尺寸和形态。

对洁净度的要求并非越高越好，所限定的有害元素数也不是越多越好。限定哪些有害元素，控制到什么水平要根据钢材的使用要求而定。

为生产高洁净钢，首先要提供精料，对铁水进行脱硫、脱磷、脱硅处理；对废钢要进行分类。最有效的方法是进行炉外精炼。

炉外精炼是将在转炉或电炉中初炼过的钢液移至另一个容器中进行精炼的冶金过程，也称“钢包冶金”或“二次冶金”，即把传统的炼钢过程分为初炼和精炼两步进行。初炼时，炉料在氧化性气氛的炉内进行熔化、脱磷、脱碳、去除杂质和进行主合金化，获得初炼钢液；精炼则是将初炼的钢液在真空、惰性气体或还原性气氛的容器中进行脱气、脱硫，去除夹杂物和成分微调等。

随着洁净钢生产技术的进步和连铸技术的发展，炉外精炼工艺与设备迅速普及。在日本、欧美地区等先进的钢铁生产国家，炉外精炼比超过 90%，其中真空精炼比超过 50%。

4.1 炉外精炼迅速发展的背景

1）市场对洁净钢的大量需求　提高钢材洁净度将明显改善钢材性能；为提高轴承钢疲劳寿命，要求控制钢中 T［O］$\leqslant 10\times10^{-6}$（质量分数）；为保证深冲钢的深冲性能（$r>2.0$），要求控制钢中 $C+N\leqslant 50\times10^{-6}$（质量分数）；为提高输油管抗 H_2S 腐蚀能力，要求控制钢中［S］$\leqslant 5\times10^{-6}$（质量分数）。

2）连铸技术高速发展的要求　连铸的发展将传统炼钢工艺改变为连续化生产。精炼工序作为炼钢-连铸间的缓冲环节，有利于实现全连铸生产，保证稳定均衡的生产节奏。

3）降低生产成本的要求　现代电炉采用超高功率、吹氧强化与偏心炉底出钢等技术措施，使冶炼周期从 210 min 缩短到 60 min，经济效益非常显著。但也带来一个问题：必须把还原工序移到炉外精炼去完成。

4.2 炉外精炼技术的主要功能

1）真空脱气　钢液中气体的溶解度服从希维茨（Sieverts）平方根定律，钢中氢含量 $[H]\% = K_H\sqrt{p_{H_2}}$。钢液真空处理时，降低精炼容器中氢的分压 p_{H_2}，即可达到钢液脱氢的目的。氢的溶解反应平衡常数 K_H 是温度的函数，在 1 600℃时，$K_H = 0.0027$。氢在钢液中的溶解平衡常数低，扩散速度快，所以钢液脱氢速度很快，可使钢中氢含量接近平衡值。同理，也可进行脱氮，但氮在钢液中的溶解平衡常数较高，$K_N = 0.040$，扩散速度慢，因此钢液真空处理时，脱氮效率仅为 10%～25%。

炉外精炼通常使用两种脱氧方法，真空下碳脱氧和加入含硅、锰等的铁合金或铝进行沉淀脱氧。真空下碳氧反应为［C］+［O］→CO↑，脱氧能力很强，可超过脱氧元素硅、锰和铝的脱氧能力。反应产物 CO 是气态而不是呈夹杂物形态，在真空下极易排除。

2）惰性气体处理　向钢水中吹入惰性气体，这种气体本身不参与冶金反应，但从钢液中上升的每个小的惰性气泡都相当于一个“小真空室”（气泡中 H_2、N_2、CO 的分压接近于零），具有“气洗”的作用。氩氧炉生产不锈钢的原理，就是应用在不同的 CO 分压和不同温度下碳、铬之间平衡关系的变化，进行脱碳保铬的。

3）钢液搅拌　对钢液进行搅拌的作用是使钢液成分和温度均匀化，这对促进精炼反应十分重要。多数冶金反应是相界面反应，反应物和生成物的扩散速度是这些反应的限制性环节。钢液在静止状态下，冶金反应速度很慢。例如，电炉中静止的钢液脱硫需要 30～60 min；炉外精炼中搅动钢液进行脱硫，只需 3～5 min 即可达到同样的效果。

4）喷粉精炼　将精炼粉剂直接送入钢液深部，显著改善钢液内冶金反应的热力学条件和动力学条件。由于喷粉精炼时冶金反应的表面积成千百倍的增加，大大加速精炼剂与熔池组元的反应速度，而冶金反应速度与反应物之间单位接

触面积（$F_{单位}$）成正比。喷粉精炼是增加 $F_{单位}$ 值的最简单和最有效的方法。

$$F_{单位} = \frac{F}{V} = \frac{4\pi R^2}{\frac{4}{3}\pi R^3} = \frac{3}{R}$$

式中，F 为粉剂的表面积；V 为粉剂体积。将粉剂半径 R 减小至原半径的 $1/n$（R/n），则 $F_{单位}$ 增加 n 倍。通过调节工艺参数，可以按数量、品种和次序连续地加入精炼粉剂，均衡地进行冶金反应过程，提高冶炼效果。除向钢液加入各种合金粉剂、合成渣粉剂进行精炼外，喷粉对于密度小或易氧化的微量元素控制也十分有利。在炼钢温度下用常规加料方式加入蒸气压高的元素（例如钙）、放散有毒气体的元素（例如铅）是有困难的，如果采用喷粉精炼技术，将这些元素穿过渣层直接连续送入钢液深部，则既能保证工艺过程的稳定，又能精确地控制这些微合金元素在钢中的含量。

炉外精炼一般采用三种技术措施：

1）选择一个理想的精炼气氛条件　通常采用真空、惰性气氛或还原气氛。

2）对钢液进行搅拌　采用的方式有电磁感应、惰性气流或机械方法。

3）钢液加热　在精炼过程中通常采用电弧加热、埋弧加热、等离子加热或增加化学热等。各种炉外精炼方法不外乎上述三个方面技术的不同组合。

表 1.2-3 给出了各种炉外精炼设备的冶金功能比较。表 1.2-4 给出了不同精炼方法可达到的钢的洁净度，元素收得率与成分控制精度的比较。

表 1.2-3　各种二次精炼设备的冶金功能

精炼工艺	精炼设备	搅拌	升温	合金化	精炼功能					生产调节
					脱气	脱碳	渣洗	喷粉	夹杂物处理	
非真空处理	CAS-OB	▲	▲	▲	—	—	□	—	△	▲
	LF	△	▲	▲	—	—	▲	—	▲	△
	AOD	▲	▲	△	□	△	△	—	△	□
真空处理	RH	▲	△	▲	▲	▲	□	▲	△	▲
	VD	△	—	▲	▲	□	△	—	△	△
	VOD	△	△	▲	▲	▲	△	▲	△	△

注：▲ 强；△ 一般；□ 较弱；— 不具备。

表 1.2-4　不同精炼方法可达到的钢洁净度（质量分数）

精炼工艺	精炼设备	生产条件	可达到的纯净度/10^{-6}						杂质总量/10^{-6}
			[C] /%	[S]	[P]	[O]	[N]	[H]	
非真空精炼	LF	电炉＋LF，渣洗精炼	—	50～100	100～150	25～60	50～80	4～6	229～396
	CAS-OB	铁水预处理-转炉-精炼	—	100～150	50～150	25～50	40～60	3～4	218～414
	AOD	电炉＋AOD 冶炼不锈钢	0.08～0.4	30～50	150～250	30～80	25～30	3～5	238～415
真空精炼	RH	转炉弱脱氧出钢＋RH	≤20	15～25	50～100	20～40	≤25	0.5～1.5	110.5～211.5
	VD	电炉＋VD	—	15～30	100～150	5～25	40～60	1～3	151～268
	VOD	电炉＋AOD＋VOD 不锈钢	30～300	15～30	100～150	30～50	15～50	1～2.5	191～585

氧气转炉炼钢的发展可以分为三个阶段：1950～1970 年是以转炉的大型化为核心，逐步完善转炉炼钢的工艺和设备；1970～1990 年连铸技术迅速发展，对转炉生产的稳定性提出了更高的要求；1990 年以后是洁净钢冶炼的时代。提高钢的洁净度不只是提高现有钢种质量的措施，也是研制新型钢铁材料的重要技术途径。

5　钢质的均匀性与连续铸钢

凝固是在一定的过冷度和结晶核心存在的条件下，液态中无规则的原子集团转变为按一定规则排列的固态结晶体的过程。过冷度越大，结晶核心越多，结晶自发倾向就越大，结晶过程就越容易进行。从宏观上看，凝固是把液态金属储藏的显热和结晶潜热传输到外界，使液态转变为固体的过程。

钢液凝固过程中，由于传热规律，造成顺序凝固，带来低熔点金属向铸坯心部富聚，形成宏观偏析。偏析在以后的轧钢和热处理过程中无法根本消除。钢的成分偏析导致钢的组织性能的不均匀，这是钢制品性能不能充分发挥及提前失效的重要原因之一。为此对钢材提出了等向性的要求，即 X、Y、Z 三个方向上的强度，特别是韧性，要差异非常小。为实现上述要求，需改善钢的铸态组织，提高其均匀性。还应强调，在杂质总量不变的情况下，提高钢的均匀性，相当于提高钢的洁净度。

模铸工艺的凝固过程慢，且很难控制，故偏析严重。连铸工艺是钢水从中间包不断地注入水冷结晶器，凝成硬壳后，从结晶器下方出口连续拉出，经过喷水冷却，全部凝固后切成坯料。其工艺过程是连续的可控的。

与模铸相比，连铸具有以下优点：

1）简化生产工序，省去了模铸的整模、脱模、钢锭加热和开坯等工序；

2）可提高钢材收得率 10% 以上；

3）降低能耗 25% 以上；

4）生产过程可控，易于实现自动化；

5）铸坯质量好，树枝晶间距小，元素偏析小。

20 世纪 80 年代薄板坯和薄带连铸技术出现后，连铸的节能和简化工序的优点得到更充分的体现。图 1.2-8 为模铸、板坯连铸、薄板坯连铸和薄带连铸的生产流程示意图。

生产实践充分证明了连铸技术在简化工序、提高成材率、降低能耗、改善劳动条件等方面的优越性。必须指出，连铸技术在改善铸态组织，提高钢的均匀性和洁净度方面的潜在优势尚未充分发挥。

保护浇注可以防止钢液二次氧化，中间包冶金可以净化钢液，电磁制动可以促进夹杂物和气泡的上浮。以上技术均可提高钢的洁净度。



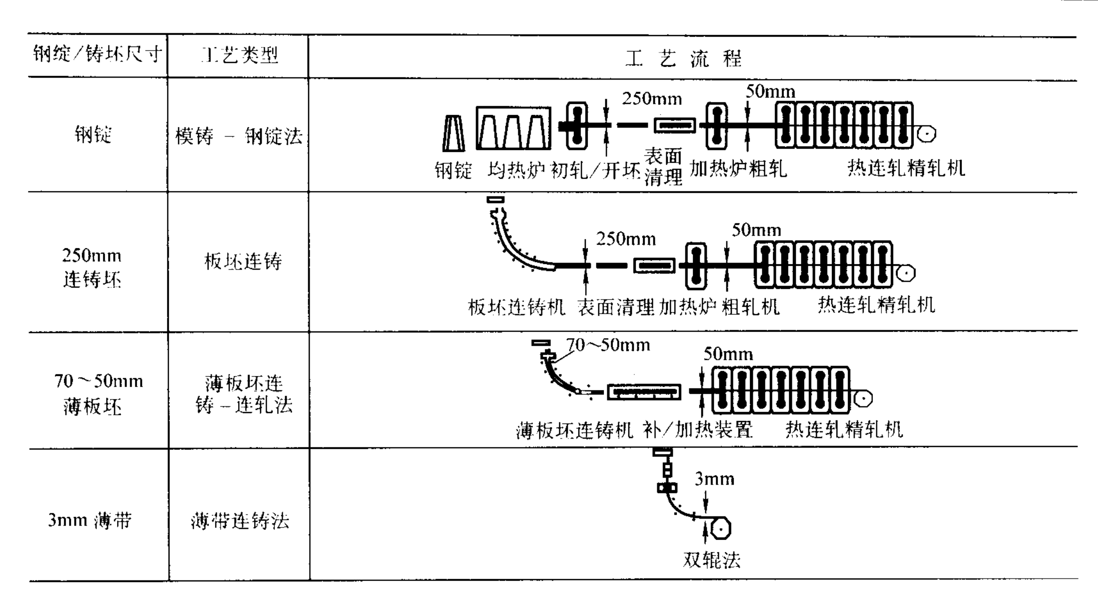


图 1.2-8 模铸、板坯连铸、薄板坯连铸和薄带坯连铸的生产流程示意图

连铸技术为控制钢的凝固过程提供了非常有利的条件。通过钢液的低过热度浇注，电磁搅拌、快冷、凝固末端带液芯的轻压下等技术都能减小枝晶间距，提高铸坯的等轴晶率，减少偏析。

近十几年来，我国的连铸技术发展很快。连铸比由 1996 年的 22.7%，提高到 2001 年的 88.8%（见图 1.2-9）。

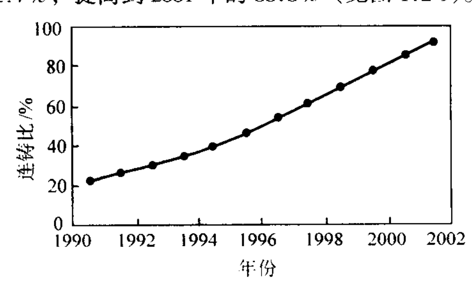


图 1.2-9 我国近期连铸比变化情况

近终形连铸，特别是薄板坯连铸和薄带连铸，是钢铁生产工艺的前沿方向之一。由于它流程短、能耗低、投资省、劳动生产率高而迅速发展。在我国薄板坯连铸连轧的生产能力已达 1500 万吨/年。这将为我国增加板带产量，进行产品结构调整做出重大贡献。

从材料学观点来看，薄板坯连铸连轧流程与传统板带流程具有两个明显的特点。第一个特点是，薄板坯连铸的坯厚为 50～70 mm，而传统板坯连铸的坯厚为 200～250 mm。这就使铸坯的凝固冷却速度提高 1～2 个数量级。传统板坯连铸的二次枝晶间距一般为 200～500 μm，而 50 mm 厚的薄板坯的二次枝晶间距为 99 μm（见表 1.2-5）。

表 1.2-5 薄板坯的枝晶间距 μm

枝晶间距	最大	最小	平均
一次枝晶间距	1 830	250	690
二次枝晶间距	180	52	99

由于凝固速度快，薄板坯连铸坯无明显的成分偏析（见图 1.2-10）。

钢液的凝固过程影响硫化物、氧化物的析出行为。250 mm厚的传统低碳钢铸坯和 50 mm 厚薄板坯在 1 560～1 400℃的冷却速度分别为 9℃/min 和 120℃/min。随冷却速度的加快，一些在液相析出的析出物变为固相析出，一些在高温 δ 相区析出的变为在较低温度的 γ 相中析出。随冷速的加

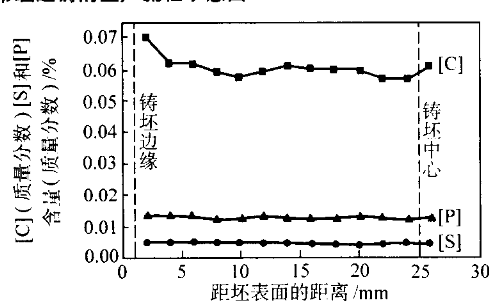


图 1.2-10 CSP 铸坯中［C］、［S］和［P］含量分布

快，析出物的尺寸变小，粒数增加。薄板坯比传统板坯有较多的纳米级析出物。该析出质点可以钉扎晶界，提高钢的强度和韧性。

薄板坯连铸的第二个特点是，铸坯直接轧制。如图 1.2-11 所示，薄板坯在约 1 100℃均温后直接轧制。传统连铸坯铸成后有一个缓冷过程，并发生 $\gamma \to \alpha + P$ 相变；然后再进加热炉加热到轧钢温度，经过 $\alpha + P \to \gamma$ 相变。由于薄板坯在成材过程中没有 $\gamma \rightleftharpoons \alpha + P$ 相变，其合金元素的溶解析出规律与传统流程中不同。这为材料研究提出了问题，也创造了条件。

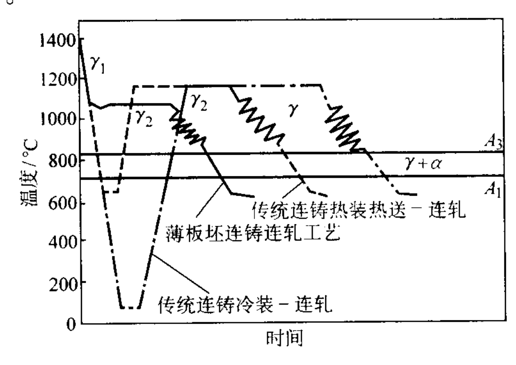


图 1.2-11 薄板坯连铸连轧工艺与传统轧制工艺比较示意图

6 组织细化与控轧控冷

组织细化是同时可提高钢材强度和韧性的唯一强化方式，也是当前钢铁界研究的热点。当今热变形（轧钢）的目的不仅要获得所期望的形状和表面质量，而且要通过工艺控制组织结构，提高钢的性能。



控制轧制（CR）是通过热轧条件（加热温度、各轧制道次的轧制温度、压下量）的最佳化，人为地使奥氏体状态有利于相变成细晶组织的技术。运用控制轧制技术能使钢材获得强度与低温韧性均高的优良性能。

控制冷却（AcC）是在奥氏体相变的温度区间进行某种程度的快速冷却，使相变组织比单纯控制轧制更加微细化，获得更高的强度。组合的控制轧制和控制冷却技术称为热形变控制技术（TMCP）。它是在控制奥氏体状态的基础上再对被控制的奥氏体进行相变控制。

结构钢的铁素晶粒尺寸，在连续冷却条件下因 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变而得到细化。铁素体晶粒成核于奥氏体晶界上，由于长大中的铁素体晶粒的碰撞，晶粒的长大受到限制。铁素体晶粒的数量要比原始奥氏体晶粒的数量多。为了形成大量的铁素体晶核，进行控轧时首先要调节好相变前的奥氏体。

通过工作，人们认识到控制热加工时的温度、压下量对“调节奥氏体”以细化铁素体晶粒的作用。为了描述在调节过程中的组织演变，引入了一个定量参数，单位体积中的界面 S_v，表示相变时铁素体可能形核的地点。

一种“调节奥氏体”的方法是在高于奥氏体再结晶温度 T_{NR}时变形，在每道次变形后通过再结晶使奥氏体细化，S_v 增加，相变生成的铁素体晶粒也随之细化。这种工艺称为再结晶控制轧制，由于轧制温度较高，易于工业化。另一种“调节”方法是在低于奥氏体再结晶温度 T_{NR} 下变形，产生未再结晶的“薄饼形晶粒”，其中还有形变带和孪晶。在这种情况下，铁素体形核不仅在晶粒边界上，也在晶粒内的孪晶界和形变带上。S_v 的计算包括上述三种界面的面积。

控制轧制和控制冷却的工艺如图 1.2-12 所示，与普通轧制的最大区别在于轧制温度低，轧后要及时进行冷却。控制轧制和控制冷却过程中奥氏体和铁素体的组织变化如图 1.2-13 所示。轧制温度从左向右降低。上层的组织表示轧制带来的奥氏体组织的变化，下层表示铁素体形核位置。

在低于 T_{NR}的温度下进行未再结晶控轧，造成轧制负荷大、产量降低。为此，希望提高 T_{NR} 温度。微合金化元素铌、钒、钛可抑制奥氏体再结晶。

微合金元素对热轧过程中奥氏体再结晶的影响有很大差异，如图 1.2-14 所示。铌的溶解度较低，热轧时在奥氏体中析出细小的 Nb（C，N），其对晶界的钉扎力大于再结晶的驱动力，可提高再结晶的终止温度。钒有较高的溶解度，热变形时对奥氏体再结晶的影响甚小。

控制轧制是一项人为地使奥氏体中尽可能大量地形成铁素体相变形核位置，并有效地将铁素体晶粒细化的技术。控制轧制技术的要点可具体归纳如下：

1）尽可能降低加热温度，将开始轧制前的奥氏体晶粒细化；

2）使再结晶低温度区的轧制程序最佳化，通过反复再结晶使奥氏体晶粒细化；

3）加大奥氏体未再结晶区的累积压下量，增加奥氏体单位体积的晶粒界面积和变形带面积。

上述 1）、2）、3）对增加铁素体的形核位置，细化铁素体晶粒的效果是叠加的。

对控轧后的奥氏体，用高于空冷的速度，从 A_{r3} 以上的温度进行冷却，使铁素体晶粒进一步细化。控冷对再结晶奥氏体的效果不是很大，但对未再结晶奥氏体会产生明显的铁素体细化效果。控冷还可以调整钢的相组成，加速冷却可抑制珠光体转变，生成含有贝氏体的混合组织。铁素体晶粒的进一步细化和贝氏体比率的上升使钢的强度进一步提高。

图 1.2-15 表示 C-Mn-Nb 钢晶粒尺寸和屈服强度、韧脆转变温度之间的关系。图中的数字表示钢的加热温度和精轧温度。铁素体晶粒细化的效果在降低钢的韧脆转变温度方面比提高强度方面表现的更为突出。

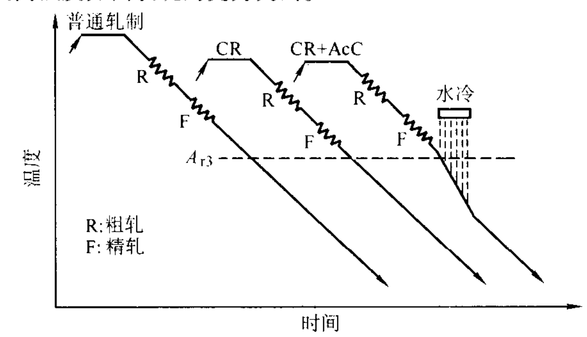


图 1.2-12 轧制规程的图示说明

CR 控制轧制；AcC 加速冷却

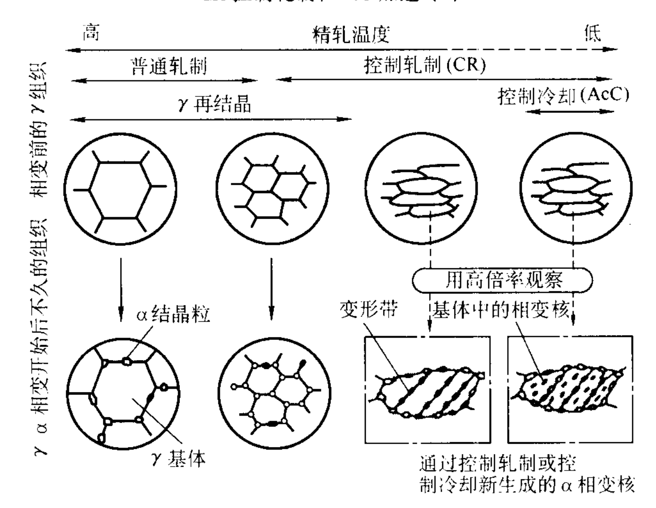


图 1.2-13 控制轧制和控制冷却过程中奥氏体和铁素体的组织变化示意图

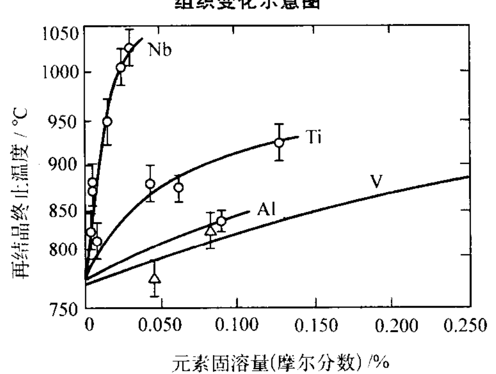


图 1.2-14 0.07C－0.22Si－1.40Mn 钢中微合金元素的固溶量与再结晶终止温度间的关系

钢的组织往往是多相的，常见的有铁素体、珠光体、贝氏体和马氏体。为达到要求的性能，需控制钢的组织。图 1.2-16 为钢的成分、工艺、组织与强度关系的示意图。

热形变控制技术既可应用于工程结构用钢，又可应用于机械结构用钢。在机械结构用钢中形成了一类新型钢——非调质机械结构钢。我国于 1995 年 10 月发布了“GB/T 15712—1995 非调质机械结构钢”标准。对这类钢定义为：在中碳钢中添加微量合金元素（钒、钛、铌、氮），通过控温轧制（锻制）、控温冷却，在铁素体和珠光体中弥散析出碳（氮）化合物为强化相，使之在轧制（锻制）后不经调质处理，即可获得非合金结构钢或合金结构钢经调质处理后所达到的力学性能的钢种。目前贝氏体型和低碳马氏体型的非



调质钢已经应用。从广义来说，采用微合金化、控制轧制（锻制）和控制冷却等强韧化方法，取消调质热处理，从而能达到或接近调质钢性能的钢，都可称为非调质钢。

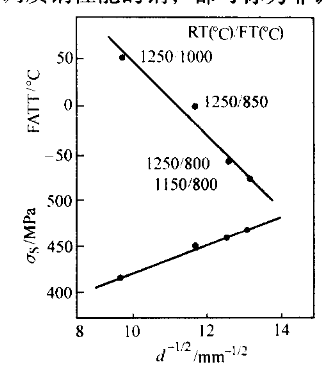


图 1.2-15　铁素体晶粒尺寸对屈服强度、韧脆转变温度的影响
（0.14C-1.3Mn-0.03Nb 系钢，加热温度 RT，终轧温度 FT）

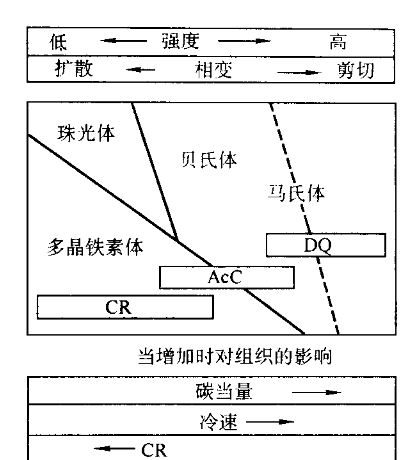


图 1.2-16　具有 400～1 000 MPa 抗拉强度的商业用钢，经形变热处理后的成分和微观组织的简要图示
（DQ 热轧后直接淬火）

编写：刘正才（钢铁研究总院）



第3章　21世纪钢铁材料的发展展望

钢铁材料仍是21世纪的“必选材料”，在国际上已形成共识。钢铁材料既是传统材料，又是先进材料的观点还未被所有人承认，事实上目前所使用的大部分钢铁材料品种，在10年前还不能够生产。今后钢铁材料发展肯定还会有质的飞跃，还会有更多的钢铁材料变为先进材料。

1　21世纪国外钢铁材料的发展展望

对国外钢铁材料的发展趋势，简要归纳为以下七方面。

1.1　钢铁材料性能的超级化

采用高新技术，例如，超高洁净度精炼技术，超高均匀性控制技术，超细化组织控制技术，超高精度制备技术。强度比现在通用钢铁材料提高1～4倍，使用寿命提高1～4倍的超级钢铁结构材料；纯度为99.995%（质量分数），勿须合金化的不锈耐蚀材料；比强度与高强度钛合金相当，高温性能大大优于高温钛合金；超低温性能与超低温钛合金相当，而成形性能大大优于钛合金的钢铁材料等，在未来半个世纪有可能实现。

1.2　钢铁均质材料的复合化

复合材料可以发挥两种或两种以上材料的优点而克服其弱点。钢铁材料面临高技术新材料的竞争，发展趋势之一就是钢铁均质材料的复合化。

发展方向包括阻尼钢夹层（热固性或热塑性树脂）减震复合钢板、纤维强化耐热钢和高温合金，以及耐辐照、耐高温、耐苛刻介质腐蚀及良好生物相容性的功能渐变材料等。发展重点是与钢铁材料竞争剧烈的轻金属（铝、镁及其合金，也包括钛及其合金）、陶瓷以及工程塑料与钢铁材料复合的铝（或钛）及其合金-钢铁材料、陶瓷-钢铁材料和工程塑料-钢铁材料及其经济性的制备工艺技术和性能测试技术。

有人认为21世纪是复合材料的世纪，但这里所指的复合材料是广义的复合材料，而钢铁材料是最重要的量大面广的复合材料的基体。

1.3　钢铁结构材料的功能化

迄今为止，钢铁材料的主要用途是结构材料，尽管电工钢、无磁钢等也是功能材料。钢铁结构材料的功能化是今后钢铁材料发展的重点和热点之一。

目前研究和开发的金属功能材料大部分是非铁金属材料，例如Ti-Ni及Cu-Zn-Al系形状记忆合金；镁系、稀土系及钛系贮氢合金；Al-Zn系、Co-Ni-Al系、Mg-Ni系及Mn-Cu系减振合金等。但是仅占世界钢总产量约10%的非铁金属材料难以满足日益增长的既是结构材料又是功能材料的需求。

当前形状记忆钢、阻尼钢、贮氢钢等正处于研究发展初期，尽管某些功能钢铁材料的性能与非铁金属材料相比还不尽人意（也许归因于基础研究工作还不够深入），即使通过大量研究工作，性能上仍有差距，但由于资源价格上的优势，仍会有广泛用途。另外钢铁结构材料的力学性能和制造工艺上的优势可以发展成为集结构与功能于一身的钢铁材料，例如高强度阻尼钢铁材料、超高强度磁轭钢板、超高强度磁极钢板、超低温用超高强度无磁不锈钢等，在此领域还有极其广阔的发展前景。

1.4　钢铁材料的智能化

智能材料是具有感知机能、处理机能和传动机能的材料。目前世界上尚无完全智能化的材料出现，有朝一日桥梁上使用智能材料，如果构件上出现裂缝，那么裂缝会立即被感知并能自动进行修补。智能材料制造的飞机在高速飞行时，如果机翼表面温度太高，机翼结构强度下降，此时机翼强度会自行增加。

形状记忆钢是智能材料的雏型和研究重点之一。从材料的物理、化学等基本性能和构造来发现材料智能性的基本机能以及如何构成各个基本机能（感知、处理和传动）间的相互关系是研究探索的热点。

1.5　钢铁材料的环境协调化

为了向人类未来所面临的危机（资源短缺、能源匮乏与环境污染）提供对策，除了研究和发展节能、降耗、高效率、少废料、少污染，甚至无废料、无污染的“绿色”生产工艺技术装备外，在钢铁材料的设计和使用等方面必须进行观念的更新，即在追求材料及其产品具有优异制造加工和使用性能的同时，还应赋予材料以良好的环境协调性，例如：

1）舒适性　指通过人体周围环境的舒适而给人“五官”以愉快的感觉，即环境舒适材料，例如彩色涂层钢板、彩色不锈钢板、雕花不锈钢板、柔光不锈钢板等。

2）边缘环境性　为实现新的环境而发明的材料，即边缘环境材料，例如隔音钢材、防振钢材、防火钢材、磁屏蔽钢材等。

3）环境协调性　对环境少污染，甚至无污染的环境协调材料，即在钢的生产制造、加工、使用、废弃全寿命过程中，对环境污染少的钢铁材料，例如微合金非调质钢、控轧控冷钢、经济合金结构钢、高性能合金结构钢等。

1.6　钢铁材料的计算机设计

在深入研究钢铁材料理论的基础上，采用计算材料科学的最新成果，实现按指定性能设计新材料是人们长期梦寐以求的战略目标。

具有多级复杂结构钢铁材料的各项性能，基本上依赖于不同层次的结构。近期原子尺寸上的计算机模拟和基于量子力学和统计力学的大型计算有了重大的进展，为钢铁材料的计算机设计提供了技术支持。

根据现代材料科学的理论基础和实践，在微观、介观和宏观不同尺度上，采用不同方法，对钢铁材料的成分、组织、结构、性能以及制备工艺技术进行设计是钢铁材料发展的主要内容和热点之一。

钢铁材料计算机设计既有在经验规律基础上进行的归纳，又有从第一原理出发进行的计算。更多的是两者相互结合、相互补充。在材料设计中，计算机模拟和计算机专家系统将发挥关键的作用。

1.7　钢铁材料“绿色”生产新工艺、新技术和新装备的逐步实用化

单纯依靠合金化发展钢铁材料的观点正在逐渐过时，把合金化特别是微合金化和新工艺、新技术、新装备，特别是钢铁材料“绿色”生产新工艺、新技术和新装备结合起来，是钢铁材料发展的必由之路。



钢铁材料“绿色”生产新工艺、新技术和新装备是指在生产过程中“少污染、少废料，甚至“无污染、无废料”的生产工艺技术。我们的目标是发展高水平的生态文明取向的钢铁材料生产工艺技术，即资源节约化、能源洁净化、废物资源化、环境无害化的“绿色”钢铁材料生产工艺技术装备。

尽管钢铁材料“绿色”生产新工艺、新技术和新装备的研究和发展道路是漫长的、曲折的、困难的，但随着高新技术的高速发展，特别是人们的环保意识不断加强，这个战略性目标在不久的将来一定会实现。

2　21 世纪国内钢铁材料的发展展望

根据 21 世纪国际钢铁材料的发展趋势，结合我国国民经济、国防建设及社会发展的需求，对 21 世纪国内钢铁材料的发展展望如下。

2.1　我国钢铁材料的现状与差距

从总体上看，国产钢铁材料的品种和质量基本满足国内市场的需求。

但是与世界先进钢铁材料强国相比，国产钢铁材料的总体水平比国外至少落后 10 年，主要差距是：

1）关键钢材品种不足，质量水平不高　国产钢材板管比低，特别是高附加值产品比例低，因此高级优质板管，不得不大量进口。例如高牌号冷轧取向及无取向硅钢片，高档不锈钢冷轧薄板和轿车面板等，每年必须从国外大量进口。

国产钢铁材料实物质量与国际先进同类型产品的实物质量相比，还存在较大差距。

2）技术经济指标落后　人均年产钢量比国际先进水平低 5～8 倍；物耗生产率、成本生产率及投资生产率均比国外先进水平低 20%～30%；吨钢能耗比先进水平国家高 30%左右。

3）污染严重急待治理　发达国家对第一代工业烟尘治理早已完成，第二代污染 SO_x、NO_x 等的治理已商业化，已进入第三代污染物 CO_2 等治理技术的研究和应用，而我国钢铁工业烟尘治理还尚未完成。

4）钢铁材料创新研究少　由于钢铁材料基础理论研究薄弱，所以从总体上看，钢铁材料研究是仿制和跟踪多，创新少；传统材料研究多，高技术新材料研究少；型号牵引短期攻关项目多，基础和探索性研究少。

2.2　到 2020 年我国钢铁材料的发展目标

根据党的“十六大”提出的到 2020 年力争国内生产总值比 2000 年翻两番，全面建设小康社会的目标以及我国将在 21 世纪 20 年代发展成为世界一流钢铁材料强国的综合预测，钢铁材料发展的目标是：

1）全面建成具有我国特色、国际化的钢铁材料体系　要充分利用当代科学技术，特别是材料科学与工程和计算科学的最新成果，根据我国国民经济、国防建设及社会发展的需求，不断研究开发先进钢铁材料，淘汰落后钢铁材料，合并重复钢铁材料，推广高技术含量和高附加值钢铁材料，全面建成具有我国特色、国际化的钢铁材料体系（届时我国钢铁材料牌号约 3 000 个，其中功能材料 1 000 多个，高温合金 200 多个）。

2）国产钢铁材料的实物质量达到发达国家同类型产品实物质量的先进水平　采用新工艺、新技术、新装备和新的测试手段，实现以钢铁材料生产的连续化、紧凑化、高效化和高度自动化、科学管理化以及质量管理和质量保证为主的 ISO 2000 体系，使国产钢铁材料的实物质量达到发达国家同类型产品实物质量的先进水平，预计 2010 年为 70%，2020 年接近 100%。

3）不断提高我国钢铁材料，特别是先进钢铁材料以及与之相配套制备工艺的科技创新能力　未来先进钢铁材料及其制备工艺技术的研究开发，决不会是简单的、随机的粗浅实践，而是要进行大量深入细致、富有创造性的基础研究和探索，因此要高度重视高素质专门科技人才的培养，重视多学科联合进行先进钢铁材料的基础理论和应用理论的研究，加强国际科技交流与合作，在跟踪国际先进钢铁材料及其制备工艺发展的同时，弘扬“独立自主、自力更生”精神，与时俱进，锐意创新，实现钢铁材料科学技术跨越式发展。在先进钢铁材料及其制备工艺技术领域，要掌握一批核心技术并拥有一批自主知识产权，逐步改变在高技术新材料领域中“受制于人”的被动局面，加速走新型工业化道路的步伐。

4）使钢铁材料真正成为环境友好材料，成为可持续发展必选材料甚至首选材料　对现有的钢铁材料生产线要逐步实现信息化、智能化和管控一体化，不断加强现代科学发展观的学习和实践，加强资源、能源的综合利用和环境无害化治理，加强冶金工业生态学的研究，尽快变我国富产合金资源（钨、钼、钒、钛、稀土等）优势为先进钢铁材料优势，进而变为经济效益优势。要研究节能、降耗、废品 100%可返回使用的“绿色”钢铁材料以及“少污染、少废料”甚至“无污染、无废料”的钢铁材料“绿色”制备工艺技术，使钢铁材料真正成为环境友好材料，成为可持续发展必选材料甚至首选材料。

2.3　到 2020 年我国钢铁材料的发展方向

1）满足全面建设小康社会所需钢铁材料的要求　要满足国民经济建设和社会发展有关部门，例如能源开发、交通运输、石油化工、装备制造、信息技术、海洋开发以及生物技术、医药制造、轻工纺织、食品工业、房地产业等部门所需的钢铁材料。

2）满足为推动国防和军队现代化、武器装备高技术化所需先进钢铁材料的要求　主要涉及新型火炮、炮弹及坦克等兵器先进钢铁材料；现代水面舰船及潜艇等舰艇先进钢铁材料；新一代歼敌机、轰炸机等航空先进钢铁材料；新一代洲际导弹、航天飞船等先进钢铁材料；新一代核动力及核弹用先进钢铁材料；新一代电子对抗、作战平台、指挥自动化等军用信息先进钢铁材料。

应当指出，武器装备高技术化用材料都是高技术新材料，其中按重量计大部分都是先进钢铁材料，也是国外过去长期，今后相当长时间内对我国严格禁运的材料，必须 100%的按质、按量实现国产化。

3）积极研究开发出性能接近钢铁材料极限性能的先进钢铁材料　目前钢铁材料的性能远未达到钢铁材料性能的极限水平，即理论水平。主要涉及钢铁材料的强度提高 1～4 倍，使用寿命提高 1～4 倍的先进钢铁结构材料；纯度达到含铁量（质量分数）为 99.995%，不含铬、镍、钼等合金元素的超高纯度不锈铁；使用温度大于 650℃、工作压力大于 350 个大气压，导热性优良、工艺制造性良好的新一代超超临界火力发电机组用耐热钢；耐蚀性提高 3 倍的纳米晶不锈钢等。

2.4　到 2020 年急待开发的先进钢铁材料

2.4.1　全面建设小康社会所需的先进钢铁材料

（1）能源开发用先进钢铁材料

我国能源开发政策可归纳为“煤为主体，电为中心”，保障经济社会可持续发展。同时要依靠科技进步，创造节能型社会，以达到保护资源，高效利用，减少污染的目的。

1）石油天然气开发用钢　近年国际天然气输送管线发展速度大于输油管管线。按照我国陆上石油、天然气“稳定东部、发展西部、油气并举、扩大开放”的方针，计划在2010年至少再建1.4万公里输油管道，为此将加速我国长距离、大直径、高压输气用直缝埋弧焊管材、焊接材料及焊接工艺技术的研究，特别是提高输气管材强度级别（≥X80～X100）以及输油管线工程寿命（40～50年）和运行安全可靠性（一般事故发生率＜1次/10^3km·年）研究。由于天然气资源越来越转向山头、沙漠、高原、高寒地区以及海洋，其恶劣的环境和气候条件对材料的冶金质量和使用性能及其稳定性的要求也越来越高，对钢的强韧性、耐蚀性、耐低温性和工艺性的要求日益苛刻。

石油专用管线钢的主要问题是提高质量、稳定性能，使国产石油专用钢管的实物质量达到同类型产品实物质量的国际先进水平，同时要研究开发更高钢强度级别、抗 H_2S 及其他酸性介质、抗氯离子腐蚀、高抗挤毁、高抗螺纹滑脱石油专用钢管研究以及近期发展起来的质量、性能要求更高的非API标准石油钢管的研究。

2）煤炭开发及加工用钢　煤炭高效开采的出路在于机械化。液压支架是综合机械化采煤的主要装备，目前急需把320 MPa级钢提高到≥450 MPa级，特殊要求需要提高到650～700 MPa级，且焊前不预热、焊后不处理。当前重型刮板输送机事故率很高。国产刮板机中部槽过煤量一般为100～300万吨，而国外先进水平达到600～1 000万吨，主要问题是高强度（σ_b≥1 250 MPa）耐磨钢板和高强度矿用链条钢的耐磨性急待提高。

水煤浆属新型煤基流体洁净燃料，具有重油的一些应用特点，可部分代替石油及天然气，还可作为德士古气化炉原料生产合成氨。为此需要研究经济耐磨钢作为水煤浆输送泵及水煤浆燃烧喷嘴。

煤的液化和气化是煤加工的重要发展方向，对于列为世界煤资源大国的我国意义更加深远。国内外对此技术均进行过大量研究，但实用化的技术关键之一，是解决经济的耐高温钢铁材料、耐腐蚀钢铁材料以及耐磨损、腐蚀钢铁材料问题。

3）发电设备用钢　目前国内电力供应十分紧张，已成为制约我国国民经济发展的主要因素之一。大力开发水电、优化发展煤电、积极推进核电建设；适度发展天然气发电，加快开发新能源发电是今后相当长一段时期内，我国电力发展的方针。

今后要不断投产100万千瓦亚临界火电机组以及24 MPa/540℃/560℃的超临界机组，发展方向是超临界机组(25 MPa/650℃)以及超超临界机组。但关键技术之一，仍是要提供安全可靠、经济适用的超临界和超超临界火电机组用耐热钢。

我国水电资源丰富（约合发电量3.8亿千瓦），又有建造三峡水力发电站的经验，但目前我国水电利用率与国际先进水平（50%～90%）相比，相差甚远。抗层状撕裂宽厚钢板、高性能CF钢板、高强度耐气蚀、耐磨损不锈钢板、$\sigma_{0.2}$≥600 MPa高精度热轧磁轭钢板和 $\sigma_{0.2}$≥400 MPa高精度冷轧磁极钢板是建设大型水电站必须的钢铁材料。

在我国缺煤、少水、交通不便或交通繁忙地区，核电是主要选择之一。核电所需的关键材料是抗辐照脆化压力容器钢铁材料，堆芯用抗辐照、耐腐蚀，特别是耐应力腐蚀不锈钢，中子屏蔽及中子吸收钢铁材料等。公众对核电的安全运转性和核废料的永久安全处理要求很高，因而需要研究抗辐照、耐腐蚀、永久不泄漏不锈钢以及低放射性不锈钢。

（2）交通运输用先进钢铁材料

1）汽车特别是轿车用钢　汽车是用钢大户，汽车用钢材占世界钢材产量的24%，钢材占货车用材量的85%，占轿车用材量的66%。汽车是现代制造业的重要组成部分，也是我国的重要支柱产业之一。

据称汽车自重每减少1%，可节油0.3%～0.5%，汽车减重1 kg，每百加仑汽油可多行驶8.8 km。为了实现“轿车轻型化、节能化、安全化、舒适化以及环境协调化”发展的目标，西方国家钢铁公司和汽车制造厂联合推出“超轻型钢车体”，其中90%以上采用高强度钢，350 MPa级钢板占50%，这样可以达到每百公里耗油仅3 L的目标。为了提高汽车的耐蚀性，开发了一系列涂镀层钢板，不仅增加了镀层厚度，而且使用了合金镀层板。为了提高钢板的深冲性而又不降低钢板的强度，发展了高强、耐腐蚀、深冲性优良的IF钢系列。

我国当前应大力研究开发高强度深冲钢板、汽车用镀锌钢板系列（包含单面、厚镀层、镀锌合金、高强热轧镀锌板、超深冲镀锌钢板等）、热轧酸洗平整汽车板、复合减振钢板、激光拼焊钢板以及高级精整表面钢板等。

在汽车发动机及传动机构用钢方面，我们将面临更多的机遇和挑战，发展超级易切削而又没有污染的易切削钢，新一代高性能、多功能齿轮钢（超低氧、细组织、窄淬透性带、高强度、高韧性、易切削、高冷成形性、高疲劳性等），环境协调型Mn-B系合金结构钢，以及高强度、高韧性新一代微合金非调质钢、高抗延迟断裂性及高强度悬挂弹簧钢、经济阀门钢和汽车尾气处理系统用不锈耐热钢等。

2）高速及重载铁路用钢　为适应我国“客运高速化、货运重载化”的发展要求，对现用铁路用钢必须进行一系列更新，大幅度提高原用钢材的质量水平。

当前急需提供高强度、高韧性、抗磨损、耐疲劳损伤、能焊接、高精度（包括断面尺寸精度、平直度、表面低粗糙度）的重轨；要求线胀系数低的高强、高韧、耐磨、能焊接的高精度钢轨，机加工及焊接性能好的长寿命耐磨道岔钢轨；能够承受重载负荷、强韧性、疲劳性、耐磨性良好、长寿命车轴钢，耐磨损、抗剥落、接触疲劳性能良好的车轮钢，以及大断面、长寿命弹簧钢及长寿命渗碳轴承钢。

3）大型桥梁用钢　随着大跨度桥梁的建造，钢斜拉桥和钢悬索桥显示出强有力的竞争性。有数十座跨越江海的大型桥梁都在进行前期工作。因而需要研究开发高洁净度、细组织、高强高韧可焊接桥梁钢，以及高强高韧、耐大气和海洋大气腐蚀、焊接性能良好的桥梁钢和钢索用钢。

应该指出，大型桥梁的防护涂装费用约占桥梁总投资的10%以上，应学习发达国家那样研制不同强度级别耐腐蚀和焊接性能良好的桥梁用钢系列。

4）造船用钢　一般来说，国外7～15万吨级船使用低合金高强度钢的比例占全部用钢量的30%～60%，而大型船舶使用低合金高强度钢厚板达65%时，则船重减轻40%，节约钢材17%。随着船重增大和高技术船比例的增加，对同样级别的≥600 MPa船板的洁净度、均匀性、焊接性、成形性要求很高。为了开发LPG（液化石油气）船、LNG（液化天然气）船、大型集装箱船、大型散装水泥船、大型油轮及化工产品船，应研究开发低温和超低温用钢系列、耐磨钢板、不锈耐酸钢板以及不同韧性级别的抗层状撕裂用钢系列(Z向钢)。高速运输船用高强高韧易焊接钢、优异耐蚀性能船体钢、预处理造船钢板（喷丸、涂漆，按要求尺寸进行剪切）也应进行开发。

（3）石油化工用先进钢铁材料　石油化工用钢的发展趋势是发展耐高温、耐低温、耐高压、耐苛刻介质腐蚀，工艺制造性能良好的先进钢铁材料，以确保化工设备和装置能够“安全、稳定、长寿命、满负荷”生产。

要研究开发抗高硫、高浓度氯离子、高酸度原油精炼用



经济型高温耐蚀钢，具有优良抗氢脆性能和蠕变抗力的高温压力容器钢；改进石油化工控制排放设备用高强高韧耐废气、废水腐蚀钢和不锈耐热钢以及超低温压力容器用钢。大型化肥设备用钢国产化已迫在眉睫。

(4) 工程机械及农业机械用先进钢铁材料

2 000 万吨级大型露天采矿成套设备、大型车轮挖掘机等用关键钢材国产化已提到日程上来。而引进大马力推土机和装载机制造技术和材料国产化技术任务繁重且要求迫切。

可焊接高强度钢板、大型履带板和大型轴类和齿轮用钢等关键品种不仅要形成批量供货能力，而且更重要的要使国产钢材的实物质量尽快达到国际同类型产品实物质量的先进水平。

农业机械用钢研制的重点是研制出经济的耐大气腐蚀用钢系列、耐土壤和植物根茎磨损的用钢系列，解决农药用耐蚀钢及不锈钢的延寿问题。

(5) 机械基础件制造用先进钢铁材料

随着机械制造向"大型化、超小型化、精密化、高效化、机电一体化以及少切削或无切削"方向发展，对机械基础件用钢的冶金质量、组织、使用性能以及工艺性能提出了越来越高的要求。

今后要采用新工艺、新技术、新装备以及新的测试手段研究超高洁净度、超高均匀性、精细组织的轴承钢；高强度及超高强度、耐延迟断裂、耐腐蚀、耐高温的紧固件用钢系列；高疲劳寿命、抗弹性衰减、高强度、高耐腐蚀性、耐热弹簧钢系列；大型三向等韧性模具钢，超级冷作、热作模具钢，高级塑料模具钢，长寿命的建材、陶瓷、玻璃、耐火材料成形专用模具钢，汽车制造用超级高速钢以及特大型隧道掘进机用刀具钢。

(6) 建筑用先进钢铁材料

当前应重点推广 400 MPa 级钢筋，提高其市场占有率，降低成本。对≥500 MPa 级钢筋要尽量少用贵重微合金化元素，充分发挥氮的合金化作用及控轧控冷技术。

对高强度钢筋的焊接性、耐寒性、耐腐蚀性要进行系统研究，特别要开发耐海洋大气和海水的耐腐蚀钢筋钢。

为了节约建设用地，城市建筑不断向高层发展，我国目前年需高层建筑用钢 20 多万吨，其中大部分靠进口解决。当前急需研究开发高层建筑用钢板及型材，主要是 490 MPa 级和 590 MPa 级，发展目标是 780 MPa 级和 980 MPa 级，对于耐火钢板（通常在 600℃时的 $\sigma_{0.2}$ 是室温时的 2/3）已研究成功并开始推广，据称可以在 1 093℃大火中保持 2 h 而强度基本不变的超级耐火钢（经济型）的研究已提到日程上来。

为了提高钢材的塑性变形能力，最重要的就是控制钢的屈强比，钢材的屈强比控制越低，在发生地震时钢结构建筑产生的应力集中和应力梯度越可以使钢构件在极宽的范围内产生塑性变形，吸收更多的地震能，因此通常要求建筑钢的屈服比要低，因而要求开发一系列抗震用建筑钢材。

要大力开发 H 型钢并且要逐步系列化。与工字钢相比，在单重相同时，它的截面模数大，抗弯能力强，且其断面设计比较合理，在承受载荷相同的条件下，比工字钢节约钢材 10%～15%，用在建筑上可减轻结构重量 30%～40%，用在桥梁上可减轻结构重量 15%～20%。H 型钢是一种经济断面钢材。

超低屈强比钢，是 $w_C \leq 0.03\%$ 的超低碳钢，$\sigma_{0.2}$ 只有 90～130 MPa、$\delta_5 \geq 50\%$，在建筑中用来制造抗震装置（减震器），在地震时承受反复的塑性变形。

对抗震设计来说，要求采用屈服强度波动范围很小的窄屈服点钢，因为这种结构整体将产生均匀变形，能吸收更多的地震能量，整体结构将成为抗震性能优良的结构。

(7) 电力及信息产业用电工钢

要重点研究开发薄规格、经细化磁畴处理的低铁损高牌号冷轧晶粒取向硅钢，高、低二极牌号高效电机用冷轧无取向电工钢，特殊用途的电工钢（磁钢薄带、高硅硅钢，例如 $w_{Si} = 6.5\%$ 高硅钢带等），以及先进工艺技术的开发（在晶粒取向硅钢方面的完善二次再结晶、提高取向度以及无取向钢方面的高洁净钢冶炼、应用稀土元素和合金成分多元化，促进夹杂形态的改善，提高易磁化织构的组成等）。

(8) 人民生活素质提高用先进钢铁材料

主要包括家用电器、厨房用具、饮料及食品生产等用冷轧钢板、彩涂钢板，特别是不锈钢与耐热钢获得广泛应用。使用不锈钢越来越多的原因不仅在于其外观漂亮，而主要是因为：1）它在化学上是中性的，Fe、Ni、Cr 等离子进入食品量极少，因而可以保持食品饮料色、香、味不变。2）它在生物学上是中性的，对食品不发生损伤，无毒，可以忽略金属离子的药物作用。3）可以经得起食品在加工过程中所遇到的所有介质的侵蚀，经受频繁的消毒和清洗。4）使用安全可靠、寿命长。5）容易维护和保养。所以无论从经济上或是从技术上讲，不锈钢都是必选材料。

2.4.2 国防及军队现代化用先进钢铁材料

(1) 航空、航天材料

在设计新一代军用飞机的同时，民用客机，特别是支干线客机的研制已提到日程。民用飞机更强调安全可靠性和经济性，所以民用飞机钢材所占的比例比军用飞机要高。新一代军用飞机追求高速度与机动性的结合，高推重比与长寿命的结合。航空材料发展的方向是：

1）性能高级化（高比强度、高比刚度、高比模量、高韧性、耐高温、耐低温、耐腐蚀、工艺性能好）、质量高级化（超高洁净度、超高均匀性、精细组织、超高精度）；

2）高功能化和多功能化；

3）复合化；

4）智能化；

5）高的环境友好性；

6）低成本。

而航天材料发展方向与航空材料大体相同，但是还要更加强调：

1）更高比强度、比刚度、比模量；

2）较短的工作时间；

3）更合理的性能价格比。

钢铁材料在航天领域中的应用，在某种意义上讲，面临比航空领域更大的挑战（航空仍保留主要承力结构件，例如飞机大梁、起落机等），但也存在着机遇。

主要研究开发内容：

1）新一代战机用高韧性超高强度不锈钢（$\sigma_b \geq 2\ 000$ MPa）和超高强度钢（$\sigma_b \geq 2\ 300$ MPa）；

2）新一代战机用长寿命高温齿轮钢和高温轴承钢；

3）战略导弹用超高强度钢和超高强度不锈钢；

4）航空、航天用高温性能、比强度和钛合金一样，而经济性优于钛合金的先进钢铁材料；

5）航空、航天用超低温性能和超低温钛合金一样，而成形性优于钛合金的先进钢铁材料；

6）耐 400～600℃高温、耐超低温、长时耐 250℃油、低磨耗的宇宙密封材料；

7）高功能阻尼结构材料，其使用温度高，阻尼频率宽（10～2 000 Hz），阻尼系数高）。

(2) 核动力技术用材料

1）对辐照脆化不敏感的轻水堆压力容器钢铁材料；

2）对高温高压水应力腐蚀免疫的不锈钢及耐蚀合金；

3）核动力堆传动机构和紧固件用高韧性超高强度不锈钢系列；

4）新一代轻水堆用非晶不锈钢（无晶间腐蚀、应力腐蚀及高温腐蚀）、紧固件用单晶不锈钢和纳米级不锈钢（耐腐蚀为同成分钢的3倍，同时实现了更高强度与韧性）。

（3）信息技术用先进钢铁材料

1）软磁盘、卷弹簧、硅片切割机用极薄不锈钢带（0.3～<0.1 mm）系列；

2）电磁阀、磁敏元件用软磁不锈钢系列；

3）半导体精加工用高强超细钢丝（σ_b = 4 000～5 000 MPa）；

4）形状记忆钢铁材料；

5）隔音防振钢铁材料；

6）半导体制造、真空装置及印刷电路用超高洁净度不锈钢。

（4）舰艇用先进钢铁材料

在继续建造大型、快速现代化水面舰艇和深水、无噪声现代化潜艇的同时，航空母舰的设计和建造已提到日程上来。

与航空、航天材料不同，舰艇材料并不特别追求高的比强度、比刚度，而是更加重视材料的力学性能、工艺制造性能与环境协调性能最佳的配合，追求材料的经济合理性。

20世纪90年代美国大、中型水面舰船的设计思想是：舰船材料的选择应以经济性为原则，因而主张采用低碳钢作为DDG-7护卫舰的主要舰体材料，仅在少数关键部位采用HY-80高强钢，从而简化制造工艺（主要是焊接工艺）、降低造船成本。目前美国船体钢正从传统的HY系列向沉淀硬化型低合金高强度钢系列过渡。

主要研究内容为：

1）工艺性能良好的沉淀硬化船体钢；

2）航母用高强高韧、良好抗层状撕裂性能的宽厚钢板；

3）舰艇用高效、减振、隔音钢板；

4）水翼艇结构用高强高韧不锈钢；

5）电磁力船用超低温、无磁、高强不锈钢；

6）潜艇壳体防腐、防污、吸声、降阻一体化涂（敷）层材料。

（5）兵器用先进钢铁材料

兵器材料是提高兵器的威力、射程、精度、防护能力和机动力的技术基础。

兵器材料的总体发展方向是高强高韧化、轻型化和经济化，具体说炮钢发展方向是高强高韧化、耐烧蚀、耐磨损以及耐低周疲劳；装甲钢板是复合化、高硬度、高韧性化；穿甲弹体材料是高密度化；榴弹弹性材料是高破片率化。

主要研究内容包括：

1）长寿命大型厚壁火炮射管用高强高韧耐烧蚀钢；

2）长寿命，小口径，连射武器射管用钢；

3）高防护能力的复合装甲板；冲击硬化、纳米强化、织构强化装甲钢。

2.4.3 新一代钢铁材料

新一代钢铁材料，又称先进钢铁材料或超级钢铁材料、极限钢铁材料等。

凡具备以下条件之一的材料可称为新材料：1）新出现或正在发展中的具有传统材料所不具备的优异性能的材料。2）高技术发展需要，具有特殊性能的材料。3）由于采用新技术（工艺、装备），使材料性能比原有材料性能有明显提高或出现新功能的材料。

（1）先进非合金钢

1）超大型斜拉桥用σ_b > 1 800 MPa高韧性钢绞线；

2）汽车轮胎用3 600～5 000 MPa钢帘线；

3）非合金钢超硬线（夹杂物尺寸<20 μm，1 000 km长只允许一个断头）；

4）含铁量（质量分数）为99.995%的超高洁净度不锈铁。

（2）先进低合金钢

1）5～10年使用寿命的高速铁路钢轨（原来寿命为3～4年）钢；

2）线（膨）胀系数低的铁路钢轨钢；

3）耐蚀性从20年提高到50年的大型海洋浮体结构用耐海水腐蚀钢；

4）不使用涂料、无须防护的低合耐候桥梁钢；

5）耐酸性介质腐蚀的，≥X100级的高韧性管线钢；

6）能大量吸收高速冲击能量的铁路用钢；

7）性能优于API标准的非标准石油专用钢管系列；

8）新型、经济、高耐火性、低屈强比建筑用钢；

9）易水火弯工、易焊接的高强度造船钢板。

（3）先进合金钢

1）超级不锈钢（含高合金化、高洁净度、非晶、纳米晶、单晶等）；

2）高断裂韧度的超高强度不锈钢（$\sigma_b \geq$ 2 000 MPa，K_{IC} = 80 MPa·m$^{1/2}$）；

3）高断裂韧度的超高强度钢（$\sigma_b \geq$ 2 300 MPa，K_{IC} = 80 MPa·m$^{1/2}$）；

4）高弹性模量的粒子分散钢；

5）抗菌钢铁材料（含涂层钢板及抗菌不锈钢）；

6）在1 100℃，5 MPa及不同生物燃料反应作用下的耐高温腐蚀钢；

7）良好塑性的超硬高速钢；

8）高温下具有良好热强性、热塑性、热疲劳性和导热性、长寿命热作模具钢；

9）高塑性、耐磨性和抗压强度最佳结合的长寿命冷作模具钢；

10）在无润滑、高磨损应力条件下，用于齿轮躯动装置的高强度耐热钢；

11）高韧性、微合金非调质钢；

12）强度提高1～4倍，使用寿命提高1～4倍的合金钢。

编写：赵先存（钢铁研究总院）



第4章 钢铁材料的分类

1 钢的分类

钢的分类方法很多。本章介绍国家标准 GB/T 13304—1991《钢分类》中的分类方法，本标准是参照采用国际标准 ISO 4948/1《钢分类 第一部分：钢按化学成分分为合金钢和非合金钢》和 ISO 4948/2《钢分类 第二部分：非合金钢和合金钢按主要质量等级和主要性能或使用特性分类》以及结合我国国情而制定的。

1.1 按化学成分分类

钢中合金元素含量的确定应符合下列规定：技术条件规定钢的熔炼分析化学成分规定最低值或范围时，应以最低值作为规定含量进行分类；规定最高值时，应以最高值的 0.7 倍作为规定含量进行分类；不作为合金化元素有意加入钢中的残余元素含量不应作为规定含量对钢进行分类。

表 1.4-1 中所列的任一元素，按上述各点确定的每个元素规定含量的百分数，处于表 1.4-1 中所列的非合金钢、低合金钢或合金钢相应元素的界限值范围内时，这些钢分别为非合金钢、低合金钢或合金钢。

表 1.4-1 非合金钢、低合金钢和合金钢合金元素规定含量界限值（质量分数） %

合金元素	非合金钢	低合金钢	合金钢
Al	<0.10	—	>0.10
B	<0.000 5	—	>0.000 5
Bi	<0.10	—	>0.10
Cr	<0.30	0.30~<0.50	>0.50
Co	<0.10	—	>0.10
Cu	<0.10	0.10~<0.50	>0.50
Mn	<1.00	1.00~<1.40	>1.40
Mo	<0.05	0.05~<0.10	>0.10
Ni	<0.30	0.30~<0.50	>0.50
Nb	>0.02	0.02~<0.06	>0.06
Pb	<0.40	—	>0.40
Se	<0.10	—	>0.10
Si	<0.50	0.50~<0.90	>0.90
Te	<0.10	—	>0.10
Ti	<0.05	0.05~<0.13	>0.13
W	<0.10	—	>0.10
V	<0.04	0.04~<0.12	>0.12
Zr	<0.05	0.02~<0.05	>0.05
La系（每一种元素）	<0.02	0.02~<0.05	>0.05
其他规定元素（S、P、C、N除外）	<0.05	—	>0.05

当 Cr、Cu、Mo、Ni 四种元素，有其中两种、三种或四种元素同时规定在钢中时，对于低合金钢应同时考虑：这些元素中每种元素的规定含量；所有这些元素的规定含量总和应不大于规定的两种、三种或四种元素中每种元素最高界限值总和的 70%。如果这些元素的规定含量总和大于规定含量元素中每种元素界限值总和的 70%，即使这些元素每种元素的规定含量低于规定的最高界限值，也应划入合金钢。

上述原则也适用于 Nb、Ti、V、Zr 四种元素。

1.2 按主要质量等级和主要性能及使用特性分类

1.2.1 非合金钢的主要分类

（1）按主要质量等级分类

非合金钢按主要质量等级和主要性能或使用特性分类列表 1.4-2。

1）普通质量非合金钢

① 指不规定生产过程中需要特别控制质量要求的并应同时满足下列四种条件的所有钢种。

a）钢为非合金化的（见表 1.4-1）；

b）不规定热处理（退火、正火、消除应力及软化处理不作为热处理对待）；

c）如技术条件中有规定，其特性值应符合下列条件：

碳含量（质量分数）最高值 ≥0.10%；
硫或磷含量（质量分数）最高值 ≥0.045%；
氮含量（质量分数）最高值 ≥0.007%；
抗拉强度最低值 ≤690 MPa；
屈服强度最低值 ≤360 MPa；
伸长率最低值（$L_0=5.65\sqrt{F_0}$） ≤33%；
弯心直径最低值 ≥0.5X 试样厚度；
冲击吸收功最低值（V形，纵向，20℃） ≤27 J；
洛氏硬度最高值 ≥60HRB

d）未规定其他质量要求。

② 普通质量低合金钢主要包括：

a）一般用途碳素结构钢；
b）碳素钢筋钢；
c）铁道用一般碳素钢；
d）一般钢板桩型钢。

2）优质非合金钢

① 指普通质量和特殊质量非合金钢以外的非合金钢；在生产过程中需特别质量控制（例如晶粒度、硫、磷含量和表面质量）以达到比普通质量非合金钢特殊的质量要求（良好抗脆断性、冷成形性等），但其生产控制不如特殊质量非合金钢严格。

② 优质非合金钢主要包括：

a）机械结构用优质碳素钢；
b）工程结构用碳素钢；
c）冲压薄板的低碳结构钢；
d）镀层板、带用碳素钢；
e）锅炉和压力容器用碳素钢；
f）造船用碳素钢；
g）铁道用优质碳素钢；
h）焊条用碳素钢；
i）用于冷锻、冷挤压、冷冲击、冷拔对表面质量有特殊要求的非合金钢棒料和线材；
j）非合金易切削结构钢；
k）电工用非合金钢板、带；



表 1.4-2　非合金钢的主要分类与举例

按主要质量等级分类 / 按主要特性分类	普通质量非合金钢	优质非合金钢	特殊质量非合金钢
以规定最高强度为主要特性的非合金钢	普通质量低碳结构钢板和钢带 GB 912 中的低碳钢牌号 GB 2517 中的 RJ216、RJ235、RJ255、RJ294、RJ343、RJ392	1）冲压薄板低碳钢 GB 5213 中的 08Al GB 3276 中的 08、10 2）供镀锡、镀锌、镀铅板带和厚板用碳素钢 GB 2518、GB 2520、GB 4174、GB 5065、GB 5066 全部碳素钢牌号 3）不经热处理的冷顶锻和冷挤压用钢	
以规定最低强度为主要特性的非合金钢	1）碳素结构钢 GB 700 中 Q195、Q215 的 A、B 级，Q235 的 A、B 级，Q255 的 A、B 级，Q275 2）碳素钢筋钢 GB 13013 中的 Q235 3）铁道用钢 GB 11264 中的 50Q、55Q GB 11265 中的 Q235 – A，Q255 – A GB 11266 轻轨垫板用的碳素钢 GB 2826 钢轨垫板用的碳素钢 4）钢板桩钢 5）一般工程用不进行热处理的普通质量碳素钢 YB170 中的所有普通质量碳素钢	1）碳素结构钢 GB 700 中除普通质量 A、B 级钢以外的所有牌号及 A、B 级规定冷成形性及模锻性特殊要求者 2）优质碳素结构钢 GB 699 中除 65Mn、70Mn、70、75、75、80、85 以外的所有牌号 YB2009 中的 55Ti、60Ti、70Ti 3）锅炉和压力容器用钢 GB 713 中的 20 g、22 g GB 3087 中的 10、20 GB 5310 和 GB 5311 中的 20G GB 6479 中的 10G、20G GB 6653 中的 20HP、15MnHP GB 6654 中的 20R 4）造船用钢 GB 712 中的 A、B、D、E、AH32、DH32、EH32 GB 5312 中的 C10、C20 GB 9945 中的 A、B 5）铁道用钢 GB 2585 中的 U71、U74 GB 8601 中的 CL60B 级 GB 8602 中的 LC60B 级与 LG65B 级 YB354 钢轨鱼尾板用碳素钢 6）桥梁用钢 YB168 中的 16q 7）汽车用钢 GB 11262 中的 12LW、15LW GB 3088 中的 45 GB 9947 中的 08Z、20Z、25Z 8）锚链用钢 YB897 中的 M15、M20、M30 9）自行车用钢 GB 3644 中的 Z06Al、ZQ195、ZQ215、ZQ235 GB 3644 中的 Z06Al、ZQ195、ZQ215、ZQ235 GB3645 中的 ZQ195、ZQ195 – F、ZQ215、ZQ215 – Al、ZQ215 – F、ZQ235、ZQ235 – Al、ZQ235 – F、Z06Al、Z09Mn、Z13Mn、Z17Mn、Z09Al GB 3646 中的 19Mn GB 3647 中的 19Mn 10）输油及输气管用钢 11）工程结构用铸造碳素钢 GB 11352 中的 ZG200-400、ZG230-450、ZG270-500、ZG310-570、ZG340-640 GB 7659 中的 ZG200-400H、ZG230-450H、ZG275-485H 12）预应力及混凝土钢筋用优质非合金钢	1）优质碳素结构钢 GB 699 中的 65Mn、70Mn、70 钢、75 钢、80 钢、85 钢 2）保证淬透性钢 GB 5216 中的 45H 3）保证厚度方向性能钢 GB5313 中的所有非合金钢 4）铁道用钢 GB5068 中的 LZ、JZ GB 8601 中的 CL60A 级 GB 8602 中的 LG60 与 LG65 的 A 级 5）航空用钢 包括所有航空专用非合金结构钢牌号 6）兵器用钢 包括各种兵器用非合金结构钢牌号 7）核压力容器用非合金钢



续表 1.4-2

按主要质量等级分类 按主要特性分类	普通质量非合金钢	优质非合金钢	特殊质量非合金钢
以碳含量为主要特性的非合金钢	1）普通碳素钢盘条 GB 701 中的所有碳素钢牌号 2）一般用途低碳钢丝 GB 343 中的所有碳素钢牌号 3）花纹钢板 GB 3277 中的普通质量碳素结构钢	1）焊条用钢 GB 1300 中的 H08、H08A、H08Mn、H08MnA、H15A、H15Mn GB 3429 中的 H08A ZBH4405 中的 H08A 2）冷镦用钢 GB 715 中的 BL2、BL3 GB 5953 中的 ML10～ML45 GB 5955 中的 ML15、ML20 GB 6478 中的 ML08～ML45、ML25Mn～ML45Mn 3）花纹钢板 GB 3277 优质非合金钢 4）盘条钢 GB 4354 中的 25～65、40Mn～60Mn ZBH44002 中的 25～65、40Mn～60Mn 5）非合金调质钢（特殊质量钢除外） 6）非合金表面硬化钢（特殊质量钢除外） 7）非合金弹簧钢（特殊质量钢除外）	1）焊条用钢 GB 1300 中的 H08E ZBH4405 中的 H08E、H08C 2）碳素弹簧钢 GB 1222 中的 65～85、65Mn GB 4357 中的所有非合金钢 3）特殊盘条钢 GB 4355 中的 60、60Mn、65、65Mn、70、70Mn、75、80、T8MnA、T9A ZBH44004 中的 60～85、60Mn、65Mn、70Mn、75Mn、80Mn、85Mn 4）非合金调质钢 5）非合金表面硬化钢 6）火焰及感应淬火硬化钢 7）冷顶锻和冷挤压钢
非合金易切削钢		易切削结构钢： GB 8731 中的 Y12、Y12Pb、Y15、Y15Pb、Y20、Y30、Y35、Y45Ca	特殊易切削钢： 要求测定热处理后冲击韧度等 YB685 中的 Y75
非合金工具钢			1）碳素工具钢 GB 1298 中的全部牌号 YB483 中的 T12A 2）碳素中空钢 GB 1301 中的 ZKT8
规定磁性能和电性能的非合金钢		1）非合金电工钢板、带 GB 2521 无硅电工钢板、带 2）具有规定导电性能（<9 s/m）的非合金电工钢	1）具有规定导电性能（≥9 s/m）的非合金电工钢 2）具有规定磁性能的非合金软磁材料 GB 6983、GB 6984、GB 6985 中的 DT3、DT3A、DT4、DT4A、DT4E、DT4C ZBH72001 中的 F7402－U、F7402－V、F7402－W
其他非合金钢	栅栏用钢丝		原料纯铁： GB 9971 中的 YT1F、YT2F、YT3、YT4

1）优质铸造碳素钢。

3）特殊质量非合金钢

① 指生产过程中需要特别严格质量和性能（例如淬透性和纯洁度）的非合金钢，应符合下列条件：

a）钢材要经热处理并至少具有下列一种特殊要求的非合金钢（包括易切削钢和工具钢）：

要求淬火和回火或控制表面硬化状态下的冲击性能；

要求淬火或淬火和回火的淬硬层深度或表面硬度；

要求限制表面缺陷；

要求限制非金属夹杂物含量和（或）要求内部材质均匀性；

b）钢材不进行热处理并至少应有下述一种特殊要求的非合金钢：

要求限制非金属夹杂物含量和（或）内部材质的均匀性，例如板材抗层状撕裂性；

要求限制磷和（或）硫含量（质量分数）最高值（成品≤0.025%）；

要求残余元素含量（质量分数）同时作如下控制（熔炼分析：Cu≤0.10%、Co≤0.05%、V≤0.05%）；

表面质量要求比冷镦和冷挤压用钢更为严格。

c）具有规定电导性能（不小于 9 s/m）或磁性能的钢

② 特殊质量非合金钢主要包括：

a）保证淬透性非合金钢；



b）保证厚度方向性能非合金钢；

c）铁道用特殊非合金钢；

d）航空、兵器等专用非合金结构钢；

e）核能用非合金钢；

f）特殊焊条用非合金钢；

g）碳素弹簧钢；

h）特殊盘条钢及钢丝；

i）特殊易切削钢；

j）碳素工具钢和中空钢；

k）电磁纯铁；

l）原料纯铁。

（2）按主要性能及使用性能分类

1）以规定最高强度（或硬度）为主要特性的非合金钢，例如冷成形用薄钢板。

2）以规定最低强度为主要特性的非合金钢，例如造船、压力容器、管道等用结构钢。

3）以规定碳含量为特性的非合金钢（但下述4）、5）所包括的钢除外），例如线材、调质用钢等。

4）非合金易切削钢，钢中硫含量 $w_S \geqslant 0.070\%$（熔炼分析）并（或）加入Pb、Bi、Te、Se或P等元素。

5）具有专门规定磁性或电性能的非合金钢，例如无硅磁性薄板和带、电磁纯铁。

6）其他非合金钢，例如原料纯铁。

1.2.2 低合金钢的主要分类

低合金钢按主要质量等级和主要性能或使用特性分类列于表1.4-3。

（1）按主要质量等级分类

1）普通质量低合金钢

① 是指不规定生产过程需要特别控制质量要求的供一般用途的低合金钢，应同时满足下列条件：

a）合金含量较低（见表1.4-1）

b）不规定热处理；

c）如技术条件中有规定，其特性值应符合下列条件：

硫或磷含量（质量分数）最高值	≥0.041%
抗拉强度最低值	≤690 MPa
屈服强度最低值	≤360 MPa
伸长率最低值	≤26%
弯心直径最低值	≥2X 试样厚度
冲击吸收功最低值（20℃，V形，纵向）	≤27J

d）未规定其他质量要求。

表1.4-3 低合金钢的主要分类及举例

按主要特性分类 \ 按主要质量等级分类	普通质量低合金钢	优质低合金钢	特殊质量低合金钢
可焊接低合金高强度结构钢	一般用途低合金结构钢： GB 1591 中的09MnV、09MnNb、12Mn、18Nb、16Mn、16MnRE、09MnCuPTi、12MnV、10MnSiCu、14MnNb	1）一般用途低合金结构钢 GB 1591 中的10MnPNbRE15MnV、15MnTi、16MnNb、14MnVTiRE、15MnVN 2）锅炉和压力容器用低合金钢 GB 713 中的16Mng、12Mng、15MnVg GB 5681 中的16MnR GB 6653 中的12MnHP、16MnHP、12MnCrVHP、10MnNbHP GB 6654 中的16MnR、15MnVR、15MnVNR GB 6655 中的16MnRC、15MnVRC GB 6479 中的16Mn、15MnV 3）造船用低合金钢 GB 712 中的AH36、DH36、EH36 4）汽车用低合金钢 GB 3273 中的09MnREL、06TiL、08TiL、10TiL、09SiVL、16MnL、16MnREL GB 9947 中的15TiZ 5）桥梁用低合金钢 YB168 中的12Mnq、12MnVq、16Mnq、15MnVq、15MnVNq YB（T）10 中的16Mnq、16MnCuq、15MnVq、15MnVNq 6）自行车用低合金钢 GB 3646 中的12Mn、16Mn GB 3647 中的12Mn、16Mn	1）核能用低合金钢 2）压力容器用低合金钢 GB 3531 中的16MnDR、06MnNbDR 3）保证厚度方向性能低合金钢 GB 5313 中的所有低合金钢牌号 4）舰船兵器用低合金钢
低合金耐候钢		1）低合金高耐候性钢 GB 4171 中的09CuPCrNi－A、09CuPCrNi－B、09CuP 2）可焊接低合金耐候钢 GB 1472 中的16CuCr、12MnCuCr、15MnCuCr、15MnCuCr－QT	
低合金钢筋钢	一般低合金钢筋钢： GB 1499 中的20MnSi、20MnTi、20MnSiV、25MnSi、20MnNbb		



续表 1.4-3

按主要质量等级分类 / 按主要特性分类	普通质量低合金钢	优质低合金钢	特殊质量低合金钢
铁道用低合金钢	低合金轻轨钢： GB 11264 中的 45SiMnP、50SiMnP	1）低合金重轨钢 GB 2585 中的 U71Cu、U71Mn、U70MnSi、U71MnSiCu 2）起重机用低合金钢轨钢 GB 3426 中的 U71Mn 3）铁路用异型钢 GB 8603 中的 09CuPRE GB 8604 中的 90 V	铁路用低合金车轮钢： GB 8601 中的 CL45MnSiV
矿用低合金钢	矿用低合金结构钢： GB 3414 中的 20MnK、25MnK、24Mn2K（热轧）、30M2K	矿用低合金结构钢： GB 3414 中的 20Mn2K（调质）、20MnVK、34SiMnK	
其他低合金钢		易切削结构钢： GB 8731 中的 Y40Mn	刮脸刀片用低合金钢： GB 3527 中的 Cr03

② 普通质量低合金钢主要包括：

a）一般用途低合金结构钢，规定的屈服强度不大于 360 MPa；

b）低合金钢筋钢；

c）铁道用一般低合金钢；

d）矿用一般低合金钢。

2）优质低合金钢

① 指除普通质量和特殊质量低合金钢以外的低合金钢，在生产过程中需要特别控制质量（降低硫、磷含量，控制晶粒度，改善表面质量，增加工艺控制等）以达到比普通质量低合金钢特殊的质量要求（良好的抗脆断性能、冷成形性等），但这种钢的生产控制和质量要求不如特殊质量低合金钢严格。

② 优质低合金钢主要包括：

a）可焊接的高强度结构钢，规定的屈服强度大于 360 MPa而小于 420 MPa；

b）锅炉和压力容器用低合金钢；

c）造船用低合金钢；

d）汽车用低合金钢；

e）桥梁用低合金钢；

f）自行车用低合金钢；

g）低合金耐候钢；

h）铁道用低合金钢；

i）矿用低合金钢；

j）输油、输气管线用低合金钢。

3）特殊质量低合金钢

① 指在生产过程中特别严格控制质量和性能（硫、磷等杂质含量和洁净度）的低合金钢，至少应符合下列一种条件：

a）规定限制非金属夹杂物和（或）内部材质均匀性，例如钢板抗层状撕裂性能；

b）规定严格限制磷和（或）硫含量，并成品分析值≤0.025%；

c）规定限制残余元素含量并符合下列规定（熔炼分析）：$w_{Cu}\leq0.10\%$、$w_{Co}\leq0.05\%$、$w_V\leq0.05\%$；

d）规定低温（低于 -40℃）冲击性能；

e）可焊接的高强度钢，屈服强度最低值≥420 MPa。

② 特殊质量低合金钢包括：

a）核能低合金钢；

b）保证厚度方向性能的低合金钢；

c）铁道用特殊低合金钢；

d）低温用低合金钢；

e）舰船、兵器等专用特殊低合金钢。

（2）按主要性能及使用特性分类

1）可焊接的低合金高强度结构钢；

2）低合金耐候钢；

3）低合金钢筋钢；

4）铁道用低合金钢；

5）矿用低合金钢；

6）其它低合金钢。

1.2.3 合金钢的主要分类

按其主要质量等级和主要特性性能或使用特性分类列入表 1.4-4。

（1）按主要质量等级分类

1）优质合金钢

指在生产过程中需要特别控制质量和性能，但其生产控制和质量要求不如特殊质量合金钢严格的合金钢。

a）一般工程结构用合金钢；

b）合金钢筋钢；

c）电工用硅（铝）钢（无磁导率要求）；

d）铁道用合金钢；

e）地质、石油钻探用合金钢；

f）硫、磷含量（质量分数）大于 0.035% 的耐磨钢和硅锰弹簧钢。

2）特殊质量合金钢

① 指在生产过程中需要特别严格控制质量和性能的合金钢。除优质合金钢以外的所有其他合金钢都为特殊质量合金钢。

② 特殊质量合金钢主要包括：

a）压力容器用合金钢；

b）经热处理的合金钢筋钢；

c）经热处理的地质、石油钻探用合金钢；

d）合金结构钢；

e）合金弹簧钢；

f）不锈钢；

g）耐热钢；

h）合金工具钢；



表 1.4-4 合金钢的分类

主要质量等级	1		2	3	4		5		6	7	8
	优质合金钢		特殊质量合金钢								
主要使用特性	工程结构用钢	其他	工程结构用钢	机械结构用钢（第4、6除外）	不锈、耐蚀和耐热钢		工具钢		轴承钢	特殊物理性能钢	其他
分类 按其他特性对钢进一步分类	11 一般工程结构用合金钢	16 电工用硅(铝)钢(无磁导率要求)	21 压力容器用合金钢(4类除外)	31 Mn(x)系钢	41 马氏体型或 42 铁素体型	411/421 Cr(x)系钢	51 合金工具钢	511 Cr(x)系钢	61 高碳铬轴承钢	71 软磁钢(除16外)	
	12 合金钢筋钢	17 铁道用合金钢	22 热处理合金钢筋钢	32 SiMn(x)系钢		412/422 CrNi(x)系钢		512 Ni(x)、CrNi(x)系钢	62 渗碳轴承钢	72 永磁钢	
	13 地质、石油钻探用合金钢（23除外）		23 经热处理的地质、石油钻探用合金钢	33 Cr(x)系钢		413/423 CrMo(x) CrCo(x)系钢		513 Mo(x)、CrMo(x)系钢	63 不锈轴承钢	73 无磁钢	
			24 高锰钢	34 CrMo(x)系钢		414/424 CrAl(x) CrSi(x)系钢		514 V(x)、CrV(x)系钢	64 高温轴承钢	74 高电阻钢和合金	
				35 CrNiMo(x)系钢		415/425 其他		515 W(x)、CrW(x)系钢	65 无磁轴承钢		
				36 Ni(x)系钢	43 奥氏体型或 44 奥氏体-铁素体型或 45 沉淀硬化型	431/441/451 CrNi(x)系钢		516 其他			
				37 B(x)系钢		432/442/452 CrNiMo(x)系钢	52 高速工具钢	521 WMo系钢			
				38 其他		433/443/453 CrNi + Ti或Nb钢		522 W系钢			
						434/444/454 CrNiMo + Ti或Nb钢		523 Co系钢			
						435/445/455 CrNi + V、W、Co钢					
						436/446 CrNiSi(x)系钢					
						437 CrMnNi(x)系钢					
						438 其他					

注：(x) 表示该合金系列中还包括有其他合金元素，如 Cr (x) 系，除 Cr 钢外，还包括 CrMn 钢等。

i）高速工具钢；

j）轴承钢；

k）高电阻电热钢和合金；

l）无磁钢；

m）永磁钢。

(2) 按主要性能及使用特性分类

1）工程结构用合金钢　包括一般工程结构用合金钢、合金钢筋钢、压力容器用合金钢、地质和石油钻探用合金钢，高锰耐磨钢等。

2）机械结构用合金钢　包括调质合金结构钢、表面硬化合金结构钢、冷塑性成形合金结构钢、合金弹簧钢等。

3）不锈、耐蚀和耐热钢　包括不锈钢、耐酸钢、抗氧化钢和热强钢等，按其金相组织可分为马氏体型钢、铁素体型钢、奥氏体型钢、奥氏体-铁素体型钢、沉淀硬化型钢等。

4）工具钢　包括合金工具钢、高速工具钢。合金工具钢分为量具和刃具用钢、耐冲击工具用钢、冷作模具钢、热作模具钢、无磁模具钢、塑料模具钢等。高速工具钢分为钨钼系高速工具钢、钨系高速工具钢和钴系高速工具钢等。

5）轴承钢　包括高碳铬轴承钢、渗碳轴承钢、不锈轴承钢、高温轴承钢、无磁轴承钢等。

6）特殊物理性能钢　包括软磁钢、永磁钢、无磁钢及高电阻钢和合金等。

7）其他　如铁道用合金钢等。

1.3 按冶炼方法分类

《钢分类》按国标（GB/T 13304—1991）中没有明确规定钢按冶炼方法的分类，根据国内外冶炼工艺发展情况和钢铁标准中常用的冶炼方法，可分为平炉钢、转炉钢、电炉钢和炉外精炼钢等。

1.3.1 平炉钢

很多国家平炉已被淘汰，我国也一样，过去主要冶炼非合金钢、低合金钢和部分合金钢。

1.3.2 转炉钢

主要是顶、底复合吹炼转炉。主要品种为非合金钢、低合金钢和少量合金钢。配以炉外精炼，可以生产几乎所有钢类。



1.3.3　电炉钢

包括电弧炉钢、感应炉钢、电渣炉钢、真空感应炉钢、真空自耗炉钢、电子束炉钢等。电弧炉钢冶炼主要品种为优质非合金钢、低合金钢和合金钢。

1.3.4　炉外精炼钢

将精料、电炉和炉外精炼配合，主要生产品种为特殊质量非合金钢、低合金钢和合金钢。

1.4　按脱氧程度分类

《钢分类》国家标准中没有对钢脱氧分类作出规定，根据过去习惯，按冶炼时脱氧程度不同将钢分为三类。

1）镇静钢　为全脱氧的钢（是在凝固过程中钢液中的氧含量低到不会与钢中的碳发生反应生成一氧化碳气泡）、钢液镇静不沸腾的钢。镇静钢材组织致密、偏析小、质量均匀。优质钢和合金钢一般都是镇静钢。

2）沸腾钢　为不脱氧钢。钢在冶炼后期不加脱氧剂、钢液中氧含量较高、在锭模中发生强烈碳氧反应、生成一氧化碳、氧气泡，使钢液在钢锭中产生沸腾现象，钢液凝固后，蜂窝气泡分布在钢锭中，当经过粗加工后，气泡黏合起来。这类钢的特点是钢中含硅量很低（例如 w_S 低于0.07%），钢的收得率较高，成本低，表面质量和深冲性能好，但钢内杂质多、成分偏析较大，质量较不均匀，主要用于普通质量非合金钢。

3）半镇静钢　为半脱氧的钢。钢的脱氧程度介于沸腾钢与镇静钢之间，浇铸时有沸腾现象但较沸腾钢弱。这类钢具有沸腾钢和镇静钢的某些优点，例如钢的收得率较镇静钢高，偏析比沸腾钢大有改善（介于沸腾钢与镇静钢之间）。但是这类钢在冶炼操作上难以掌握。该类钢主要用于中碳钢和普通质量钢。

1.5　按碳含量高低分类

《钢分类》国家标准中没有按钢中碳含量高低进行分类。但在钢产品标准和实际生产以及应用过程中，常常使用“低碳钢”、“中碳钢”、“高碳钢”术语。根据我国和某些国家情况，按钢中碳含量的高低，大致可以分为：

1）低碳钢　碳含量（质量分数）一般低于0.25%；

2）中碳钢　碳含量（质量分数）一般为0.25%～0.60%；

3）高碳钢　碳含量（质量分数）一般高于0.60%。

1.6　按金相组织分类

《钢分类》国家标准中没有专门规定按金相组织分类。但《钢分类》国标和钢产品的大量标准中都使用钢按金属组织分类的许多术语。

根据金属学基本理论，结合我国标准和国际上常用标准的实际情况，钢按金相组织可分为以下几类。

1.6.1　奥氏体型钢

它是固溶退火后在常温下为奥氏体的钢。

奥氏体是碳和合金元素溶于 γ-Fe 中所形成的固溶体，具有面心立方晶格、塑性很高、硬度和屈服强度都很低，是钢中比容最小的组织。在金相组织中一般呈现为规则的多边形。

常见的奥氏体型钢有奥氏体型不锈钢、奥氏体型耐热钢、奥氏体型无磁钢等。

1.6.2　铁素体型钢

它是在所有温度下均为稳定铁素体组织的钢。

铁素体是碳和合金元素溶于 α-Fe 中所形成的固溶体，具有体心立方晶格，很软，塑性很高，强度很低，具有典型纯金属多面体金相特征。

常见的铁素体型钢有纯铁铁素体型不锈钢、铁素体型耐热钢等。

1.6.3　奥氏体-铁素体型钢

它是固溶退火后在常温下为奥氏体与铁素体双相组织的钢。常见的奥氏体-铁素体型钢有奥氏体-铁素体型不锈钢。

1.6.4　马氏体型钢

它是在高温奥氏体化后于常温下冷却能形成马氏体组织的钢。

马氏体是碳和合金元素在 α-Fe 中的过饱和固溶体，具有体心立方晶格，金相组织为针状形态。马氏体很脆，冲击韧性很低，伸长率和断面收缩率接近于零。

马氏体型钢一般需经调质处理改善韧性后使用。常见的马氏体型钢有马氏体型不锈钢、马氏体型耐热钢等。

1.6.5　沉淀硬化型钢

它是于含镍、铬、钼钢中添加少量铝、钛、铜等，通过热处理使这些元素的化合物等在钢的基体上沉淀析出而使基体硬化的钢，例如沉淀硬化不锈钢、沉淀硬化耐热钢等。

1.6.6　珠光体型钢

它是高温奥氏体（经过退火）缓冷到 A_1（共析转变线）以下温度得到珠光体组织的钢。

珠光体是铁素体与渗碳体的混合组织，一般呈铁素体与渗碳体相间排列的片状组织。在一定热处理后，渗碳体呈颗粒状分布于铁素体基体之上，称粒状珠光体。常见的有珠光体型耐热钢、珠光体型轴承钢等。

1.6.7　贝氏体钢

它是高温奥氏体以一定冷却速度过冷到 M_s 点以上一定温度，然后等温一段时间，得到贝氏体组织的钢。

贝氏体是过冷奥氏体在中间区间（约250～450℃）的相变产物，是饱和铁素体与渗碳体的混合物。接近珠光体形成温度所生成的称为“上贝氏体”，呈羽毛状特征，由平行排列的 α-Fe 片间夹着渗碳体颗粒组成。300℃左右所形成的称为“下贝氏体”，为黑针状。两者只是形态和碳化物的分布不同，没有本质的区别。

常见的贝氏体型钢有贝氏体型结构钢。

1.6.8　莱氏体型钢

莱氏体是奥氏体和渗碳体的共晶体。常温下莱氏体是珠光体和渗碳体的混合物，常见的有莱氏体高速工具钢、莱氏体合金工具钢等。

1.6.9　共析钢

它是碳含量为共析成分的钢。一般碳含量（质量分数）为0.8%，为珠光体组织。

1.6.10　亚共析钢

它是碳含量低于共析成分的钢。一般碳含量（质量分数）为0.02%～0.8%，为铁素体和珠光体组织，常见的亚共析钢有中碳结构钢等。

1.6.11　过共析钢

它是碳含量高于共析成分的钢。一般碳含量（质量分数）为0.8%～2.0%，为珠光体和渗碳体组织，常见的过共析钢有碳含量（质量分数）高于0.8%的碳素工具钢、高碳铬轴承钢等。

2　铁的分类

铁可以大体上分成以下四类。

2.1　生铁

2.1.1　炼钢生铁

根据国标，炼钢生铁以硅含量（质量分数）范围分为炼04（L04，Si≤0.45%），炼08（L08，Si=0.45%～0.85%），炼10（L10，Si=0.85%～1.25%）等品种。



2.1.2 铸造生铁

根据国标，铸造生铁按硅含量（质量分数）范围分为铸34（Z34，Si = 3.2% ~ 3.6%），铸 30（Z30，Si = 2.8% ~ 3.2%），铸 26（Z26，Si = 2.4% ~ 2.8%），铸 22（Z22，Si = 2.0% ~ 2.4%），铸 18（Z18，Si = 1.6% ~ 2.0%），铸 14（Z14，Si = 1.25% ~ 1.6%）。

2.2 直接还原铁（DRI）

主要替代废钢用于电炉炼钢的优质品种。

2.2.1 海绵铁

铁矿石直接还原而成，为了与热压块铁相区别，称为直接还原铁。

2.2.2 热压块铁

海绵铁在离开还原装置后，在高温下被压成具有一定形状（通常为小枕状）和密度的块铁。

2.3 纯铁

2.3.1 按生产方法分类

1）电解铁　铁含量（质量分数）≥98.98%。

2）工业纯铁　阿姆科铁中铁含量（质量分数）≥99.90%。

3）锻铁　或称熟铁、软铁，强度较高而塑性大体相似。

4）羟基化铁、氢处理铁　铁含量（质量分数）≥99.95%。

5）区域熔炼铁　铁含量（质量分数）≥99.99%。

2.3.2 按用途分类

（1）原料纯铁

原料纯铁可分为（GB 9971—88）：

1）高纯度原料纯铁（YT2F，YT4）；

2）一般纯度原料纯铁（YT1F，YT3）；

3）镇静纯铁（YT3 和 YT4）　镇静纯铁 YT3 和 YT4 的 Si、Mn 含量比沸腾纯铁 YT1F 和 YT2F 高，而硫含量则分别低于 YT1F 和 YT2F。

（2）电工用纯铁

按用途可分为：

1）电磁纯铁　电磁纯铁用作电磁元件，其成分（质量分数）Fe ≥ 98%，C ≤ 0.04%。牌号有 DT3，DT3A，DT4，DT4A，DT4E 和 DT4C，DT 表示电工用纯铁，其后数字为代号序号；序号后的字母表示电磁性能等级，A 为高级，E 为特级，C 为超级。有关成分及性能见 GB 6983—1986（电磁纯铁棒材技术标准）。

2）电子管纯铁　电子管纯铁用作电子管零件，其牌号有 DT7，DT8，DT8A 等。

（3）还原铁粉

还原铁粉可分为：

1）粉末冶金用还原铁粉　有关成分及用途见 GB/T 4136—1994（粉末冶金用还原铁粉）。

2）电焊条用还原铁粉　主要牌号有 FHT40.30（Ⅰ及Ⅱ级），FHT40.37 及 FHT100.25，其成分、性能、用途见 YB/T 5138—93（电焊条用还原铁粉）。

2.4 铸铁

主要可以分为以下几种：

1）灰铸铁　它是断面呈灰色，碳主要以片状石墨形式出现的铸铁。按 GB 9439—88，灰铸铁按抗拉强度可分为 HT100、HT150、HT200、HT250、HT300 及 HT350 六个牌号，如果细分还可分为孕育铸铁、密烘铸铁、稀土灰口铸铁。

2）球墨铸铁　石墨大部或全部成球状。按力学性能分成 QT（400）– 18、QT400 – 15、QT450 – 10、QT500 – 7、QT600 – 3、QT700 – 2、QT800 – 2、QT900 – 2，前一组数字为抗拉强度，后一组数字为伸长率。按组织可分为铁素体、珠光体和奥氏体-贝氏体球墨铸铁。

3）蠕墨铸铁　石墨大部分呈蠕虫状，间有少量呈球状，其组织和性能处于球墨铸铁和灰铸铁之间。主要牌号有 RUT420、RUT380、RUT340、RUT300 及 RUT260。其中数字为抗拉强度。

4）可锻铸铁　由一定成分铁浇注成白口，再经退火而成。国标 GB 9440—88 中又把它分为黑心可锻铸铁、珠光体可锻铸铁及白心可锻铸铁。

5）抗磨铸铁　有较好的耐磨性，常用的有冷硬铸铁、中锰球墨铸铁及白口抗磨铸铁；按化学成分又可分为磷系、钒钛系、稀土系、铬钼铜系和锑系铸铁等。

6）耐热铸铁　具有良好的耐热性及一定常温及高温力学性能。国家标准 GB 9437—88 规定了相关牌号的成分和性能。可分为：① 硅系，主要牌号为 RQTSi4、RQTSi5、RTSi5 及 RQTSi4Mo。② 铝系，分为铝含量（质量分数）为 2% ~ 3%的低铝铸铁及铝含量（质量分数）为 20% ~ 24%的高铝铸铁。③ 铬系，分为铬含量（质量分数）为 0.5% ~ 2.0%的低铬镁铁，铬含量（质量分数）为 16% ~ 20%的中铬铸铁和铬含量（质量分数）为 28% ~ 30%的高铬铸铁。

7）耐蚀铸铁　可分为：

① 普通高硅铸铁：STSi15 及 STSi17。

② 合金高硅铸铁，又可分为：

a）稀土中硅铸铁：STSi11Cu2CrRE；

b）含铜高硅铸铁：铜含量（质量分数）为 6.5% ~ 8% 及 8% ~ 10%；

c）含钼高硅铸铁：STSi15Mo3RE；

d）高硅铬铸铁：STSi15Cr4RE。

③ 镍奥氏体铸铁，又可分为：

a）高镍奥氏体球墨铸铁；

b）高镍奥氏体灰铸铁。

④ 高铬铸铁，又可分为：

a）高铬奥氏体白口铸铁（铬含量（质量分数）为 24% ~ 36%）

b）高铬铁素体白口铸铁（铬含量（质量分数）为 15% ~ 35%）

⑤ 含铝铸铁：铝含量（质量分数）为 3.5% ~ 6%

⑥ 低合金耐蚀铸铁，又可分为：

a）含铜铸铁：铜含量（质量分数）为 0.4% ~ 0.5%。

b）低铬铸铁：铬含量（质量分数）为 0.5% ~ 2.3%。

c）低镍铸铁：镍含量（质量分数）为 2% ~ 4%。

编写：赵先存（钢铁研究总院）



第5章　合金元素在钢铁材料中的作用

钢铁材料的性能由钢铁材料的组织决定，而钢铁材料的组织主要决定于钢中合金元素，同时工艺对钢的组织也有很大的影响。由于影响因素的复杂性，迄今人们对合金元素在钢中的作用还不能说已经认识全面，这不仅表现在对单一合金元素的作用没有完全掌握，而且对钢中多元合金元素的作用更缺乏全面深入的了解。

1　钢中的合金元素

1.1　非合金钢中的其他元素

钢是碳含量（质量分数）<2%的铁碳合金。

非合金钢的强度及其他性能主要决定于钢中碳含量的高低，在碳含量一定的情况下，主要取决于碳存在的形式和碳化物的形状、大小、分布状态。由于冶炼采用的原材料，采用的冶炼工艺和脱氧方式不同，钢中不可避免地还存在大量杂质或残余元素，例如 Si、Mn、S、P、Cu、Cr、Ni、Mo 等，但其含量并没有达到低合金钢中合金元素规定含量的界限值（见表 1.4-1）或者说没有超过非合金钢合金元素规定含量的界限值。

非合金钢中这样的杂质或残余元素有时是有害的，例如残余元素 Ni、Cr、Cu 等的存在会对钢的焊接性、冷变形性，特别是深加工性产生不良的影响；同样非合金工具钢中的 Cr、Ni、Cu 含量（质量分数）限制也很严格（高级优质钢 Cr≤0.20%，Ni≤0.15%，Cu≤0.25%），以免生成大量残余奥氏体。合金结构钢中主要合金组分以外的残余元素，例如 Cr、Ni、Mo、Cu、Si、Mn、B、N 等对提高淬透性有利；Cr、Ni、Mo、P、Cu 对提高钢的耐大气腐蚀性有利；Cr、Mo、Al 对提高渗氮钢的可渗氮性有利。

1.2　合金钢中的合金元素

非合金钢的很多性能，例如不锈耐酸性、热强性、高温不起皮性、红硬性、无磁性、磁性、电阻性、阻尼性、超低温性、高强高韧性以及大尺寸部件的综合力学性能不能满足使用要求。为了满足以上不同物理、化学以及力学性能的要求，必须在钢中添加一定数量的某一种或几种合金元素。这种为了合金化以达到所要求性能为目的而加入并且达到规定含量界限值的元素，才是合金元素。这种钢，称为合金钢。

在合金钢中对某些元素的作用必须用辩证的观点来对待，在某些情况下起有利的作用，在另一些情况下正好相反。

硫因为在钢中形成硫化物夹杂，降低钢的韧性，特别是横向韧性以及抗层状撕裂性，所以希望其含量越低越好，但是在易切削钢中硫含量（质量分数）高达 0.3%并适当提高锰含量以形成 MnS 夹杂而提高钢的切削性。

磷虽可恶化钢的冷脆性，但在易切削钢中，（磷 P＝0.12%，质量分数）可提高钢的切削性，在汽车钢板及奥氏体沉淀硬化不锈钢中，磷用来提高钢的强度。

钴是超级高速钢、马氏体时效钢等超高强度钢中重要的合金元素，但在反应堆中的结构材料，例如不锈钢中则严格限制其含量（质量分数）（Co<0.1%），因放射性钴半衰期很长，不利于人身防护。

硅、锰是钢中常见的合金元素，对强韧性、淬透性乃至保证钢进行脱氧都是必须的，但是在某些超高强度钢中，硅、锰含量（质量分数）是越低越好（希望分别小于0.1%）。

硼是中子吸收截面非常大的元素，高硼不锈钢可以用于反应堆中的控制棒来控制堆的运行，也可以用作中子屏蔽钢，但是在反应堆结构件中例如核级不锈钢中要严格控制钢中硼含量，以避免中子的大量损失。

钢中常见的合金元素的物理性能及点阵结构见表 1.5-1～表 1.5-4。

表 1.5-1　常见合金元素的物理常数

名　称	元素符号	密度①/g·cm⁻³	熔点/℃	沸点②/℃
铝	Al	2.70	660.1	2 450
铍	Be	1.86	1 277	2 484
硼	B	2.46	2 177	3 658
碳（非晶形碳）	C	1.8～2.1	3 650	3 930
铈	Ce	6.771	795	3 470
铬	Cr	7.20	1 857	2 682
钴	Co	8.9	1 494	2 897.1
铜	Cu	8.92	1 084.5	2 575
铁	Fe	7.86	1 537	2 872.3
镧	La	6.174	920	3 470
锰	Mn	7.47	1 244	2 120
钼	Mo	10.2	2 610	4 646
镍	Ni	8.90	1 455	2 920
铌	Nb	8.57	2 477	4 863
氮	N_2	1.165^{20}	－210.00	－195.81
氧	O_2	1.331^{20}	－218.75	－182.96
		1.118（Liq）		
磷（白）	P	1.828	44.2	280.3
磷（红）		2.34	597	Sub416
硒（六方正交）	Se	4.81^{20}	221	685
硒（单料）		4.48^{20}	170	—
硅	Si	2.33^{25}	1 415	2 680
硫（正交）	S	2.08^{20}	115.21	444.8
硫 β（单料）		1.96^{20}	115.21	444.6
硫 γ（单料）		1.92^{20}	106.8	444.6
钽	Ta	16.69	2 985	5 513
碲	Te	6.24^{20}	450	1 009
钛	Ti	4.507	1 660	3 318
钨	W	19.35	3 407	5 663
钒	V	6.11^{19}	1 917	3 421
钇	Y	4.472	1 530	3 304
锆	Zr	6.52^{20}	1 852	4 505

注：Liq 表示液体，Sub 表示升华。

① 除非用上角标特指，密度值都是室温以下的。这样 2.60^{20} 表示一种物质在 20℃时的密度为 2.6，气体的密度用 g/L 表示。

② 除非特指，一般都是一个大气压下的沸点，那么 817^{28} atm 则表示压力是 28 大气压时，沸点是 817℃，sub416 表示该化合物在 416℃升华。



表 1.5-2 常用合金元素的比热容

元素	元素符号	定压比热容 c_p①/J·(K·mol)$^{-1}$ 在规定温度(K)下 400	600	800	1 000
铝	Al	25.79	28.14	30.86	35.29
铍	Be	19.97	23.36	25.41	27.30
硼	B	15.57	20.89	23.28	24.91
碳	C	11.93	16.87	19.89	21.52
铈	Ce	30.65	30.81	32.15	33.79
铬	Cr	25.25	27.76	29.48	31.90
钴	Co	26.54	29.89	32.87	37.51
铜	Cu	25.16	26.42	27.67	28.93
铁	Fe	27.21	31.74	38.39	56.77
镧	La	28.51	29.85	31.19	32.53
锰	Mn	28.55	31.90	34.92	37.64
钼	Mo	25.33	26.71	27.42	28.05
镍	Ni	25.83	30.02	31.61	32.99
铌	Nb	25.41	26.38	27.31	28.47
硅	Si	22.15	24.16	17.53	26.38
硫	S	32.36	34.33	18.30	18.51
钽	Ta	25.87	26.88	27.47	27.97
碲	Te	25.12	26.80	28.47	30.14
钛	Ti	26.54	28.30	30.27	32.53
钨	W	24.91	25.79	26.67	27.59
钒	V	26.25	27.50	28.68	30.10
锆	Zr	26.67	28.97	31.32	33.62

① c_p 为在特殊温度下存在的物理状态、在规定温度(K)下的比热容。

表 1.5-3 常见合金元素的热导率及电阻率

元素	元素符号	温度/℃	热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	电阻率(25℃) ρ/$10^{-8}\Omega\cdot m$
铝	Al	25	247	
		660.4	90	
铍	Be		190	
铈	Ce	25	11.3 (r相)	
铬	Cr	20	67	12.9
		426	76	
		760	67	
钴	Co	20	69.04	
铜	Cu	27	357	1.70
		1 000	10.7	
铁	Fe	-273	0	
		0	83.5	
		25	80.4	9.8
		1 537	34.6 (固)	
镧	La	25	13.4 (δ相)	
铅	Pb	100	33.75	
		600	15.2	
钼	Mo	20	142	5.3
		1 500	81	
镍	Ni	100	82.9	7.0
铌	Nb	0	52.3	
		200	56.5	
		400	60.7	
		600	65.3	
硒	Se	25	2.48 (γ相)	
硅	Si	20	83.68	
钽	Ta	-73	56.1	13.1
		127	59.9	
		927	72.9	
		1 727	80.8	
		2 527	85.8	
碲	Te	20~28(多晶)	5.98~6.0℃	
钛	Ti	-240	11.4	
钨	W	-273	0	
		0	165	
		1 500	105	
		2 500	92	
钒	V	100	31.0	

表 1.5-4 常见合金元素的晶体结构

元素	符号	原子序数	晶型	点阵参数/0.1 nm a	b	c	c/a 或 α、β	原子半径(配位数 12 时)/nm
铝	Al	13	面心立方	4.077 9 (25℃)				0.143 19
硼	B	5	正交	17.863 9	8.931 4	10.139 5		0.095
铍	Be	4	密集六方	2.281 0 (18℃)		3.576 0	1.567 7	0.113



续表 1.5-4

元素	符号	原子序数	晶型	点阵参数/0.1 nm			c/a 或 α、β	原子半径（配位数 12 时）/nm
				a	b	c		
碳	C	6	六角	2.456 4		6.690 6		0.086
铈	Ce	58	面心立方	5.143（室温）				0.182
			密集立方	3.65（室温）		5.96	1.63	0.181
钴	Co	27	密集六方	2.507		4.069	1.623	0.126
			面心立方	3.537 0（18℃）		—	—	—
铬	Cr	24	体心立方	2.884 6（20℃）				0.128
			密集六方	2.717（室温）		4.418	1.626	
铜	Cu	29	面心立方	3.614 7（20℃）				0.128
铁	αFe	26	体心立方	2.861 1（20℃）				0.127
	γFe		面心立方	3.646 8（916℃）				
	δFe		体心立方	2.932（1 390℃）				
镧	αLa	57	密集六方	3.754（室温）		6.063	1.613	0.186
	βLa		面心立方	5.296（室温）				
锰	αMn	25	复杂六方（58 个原子）	8.895 9				0.131
	βMn		复杂立方（20 个原子）	6.300				
	γMn		面心四方	3.774（室温）		3.563	0.936	
	δMn		面心立方	3.862（1 095℃）				
铌	Nb	41	体心立方	3.294 0（20℃）				1.47
镍	Ni	28	面心立方	3.516 8（25℃）				1.24
磷	P	15	正交	3.31（室温）	4.38	10.50		1.3
铅	Pb	82	面心立方	4.950 2				1.75
硫	αS	16	正交	10.48（室温）	10.92	24.5		1.04
	βS		单斜	10.90（103℃）	10.96	11.02	β：83°16′	
硒	Se	34	单斜	9.05	9.07	11.61	β：90°46′	1.6
硅	Si	14	钻石立方	5.419 9（20℃）				1.34
钽	Ta	73	体心立方	3.295 9（20℃）				1.46
碲	Te	52	简单六方	4.456 6（25℃）		5.926 8	1.329 9	1.7
钛	Ti	22	密集六方	2.950 6（25℃）		4.678 8	1.585 7	1.468 0
钒	V	23	体心立方	3.033（20℃）				



续表 1.5-4

元素	符号	原子序数	晶型	点阵参数/0.1 nm			c/a 或 α、β	原子半径（配位数 12 时）/nm
				a	b	c		
钨	αW	74	体心立方	3.158 9（20℃）				1.41
	βW		复杂立方	5.040 8（18℃）				
钇	Y	39	密集六方	3.663（室温）				2.18
锆	αZr	40	密集六方	3.231 2（25℃）		5.147 7	1.593 1	1.60
	βZr		体心立方	3.61（867℃）				

应当指出，合金元素并不一定都是直接参与钢性能的改善，而大部分是由于它们影响到相变的过程，从而间接发挥作用的。

2 合金元素对铁碳平衡相图的影响

铁是一种同素异型元素，在 910℃以下以体心立方晶体结构的 α 相存在；在 910～1 390℃以面心立方晶体结构的 γ 相存在；在 1 390℃以上则以体心立方晶体结构的 δ 相存在。

2.1 铁碳平衡相图

铁碳平衡相图是研究钢和铁的金相组织、性能以及加工和热处理工艺的基础。它反映了在平衡条件下，不同铁碳合金的成分、温度与金相组织之间的相互关系，并表示出合金中相的组成、相的相对数量和相变的极限温度（见图 1.6-1）。

2.2 铁和其他合金元素的二元素平衡相图的类型

铁和其他元素的二元平衡相图，可以综合归纳为两大类型，每一大类型可再分为两小类型，如图 1.5-1 所示，它们的特点是：

AⅠ型 α-γ 相变温度（A_3）降低，γ-δ 相变温度（A_4）升高，γ 区扩大并形成两元素所有比例成分的 γ 相连续固溶体。Fe-Mn、Fe-Ni、Fe-Co 等属于此类型。

AⅡ型 同 AⅠ型，但由于中间相（稳定化合物）的形成，限制了单相 γ 区向相图的右方扩大。Fe-Cu、Fe-Zn、Fe-N、Fe-C、Fe-H 等属于此类型。

BⅠ型 α-γ 相变温度升高（铬在含量低时使 A_3 降低，但含量继续增加时，则使 A_3 升高），γ-δ 相变温度降低，γ 区缩小并完全为一个 γ＋α（δ）两相带所包围，形成所谓 γ 相图。在合金元素超过一定含量时，γ 相将不复存在（完全消失）。属于此类型的有 Fe-Si、Fe-Cr、Fe-Mo、Fe-W、Fe-P、Fe-V、Fe-Ti、Fe-Be、Fe-Sn、Fe-Sb、Fe-As、Fe-Al 等。

2.3 合金元素对 Fe-C 平衡相图的影响

比较 Fe-C 平衡相图（图 1.6-1）及图 1.5-1，可以明显看出，Fe-C 平衡相图属于 AⅡ型。根据图 1.5-1 和上述有关说明，合金元素对 Fe-C 平衡相图的影响可归纳为以下三个方面。

2.3.1 改变临界温度

1）Mn、Ni 和 Cu 等使 A_{c3} 降低；在含量高时，Mn 和 Ni 将使钢在常温下仍为奥氏体；

2）Al、Si、P、V、Mo、W 等在不同程度上提高 A_{c3}；其中 P 和 Mo 的作用特别明显；

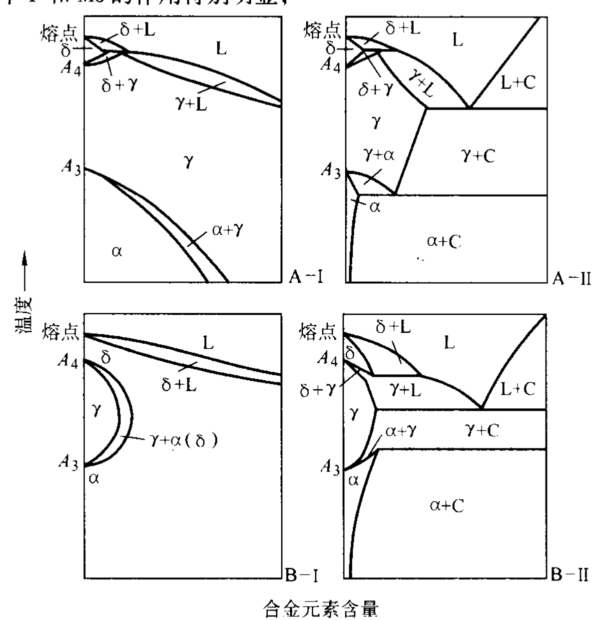


图 1.5-1 铁及其他元素平衡相图的类型

L—液相；α、γ—固溶体相；C—化合物

3）铬虽然也可使 A_{c3} 提高，但是它的影响是随钢中碳含量的增加而减少，在实际上对 A_{c3} 的影响并不大；

4）对含有强碳化形成元素的钢，在热处理时需提高淬火温度，主要是为加速碳化物的溶解和奥氏体的均匀化，这和 A_{c3} 温度的提高有关。

5）各种元素对 A_{r1} 的影响，一般和对 A_{c3} 的影响相类似。Mn 和 Ni 等使 A_{r1} 降低，V、Al、Mo、W 等则使之升高。不过在通常合金含量范围内，除 Ni 和 Mn 以外，其他元素的影响不明显。

表 1.5-5 是各种元素对临界温度的影响，可以大略地估计出各种元素对 Fe-C 平衡相图临界温度 A_3 和 A_4 的影响。

表 1.5-5 各种元素对铁碳系平衡相图中 A_3 及 A_4 的影响

		元素
A_4	↑	Mn Ni C N Cu Zn Au Co
	↓	As O Zr B Sn Be Al Si P Ti V Mo W Ta Nb Sb Cr
A_3	↑	As O Zr B Sn Be Al Si P Ti V Mo W Ta Nb Sb Co Cr
	↓	Mn Ni C N Cu Zn Au

注：当铬含量（质量分数）≤7%时使 A_3 降低，而当铬含量（质量分数）＞7%时则使 A_3 提高。

从表中可知：Mn、Ni 等元素使 A_3 降低，而使 A_4 提高；Al、Si 等元素的作用恰好相反，使 A_3 升高。唯有 Co 是使 A_3 和 A_4 都提高的元素。铬对 A_3 的作用更特殊（见表下注解）。

2.3.2 改变共析点的位置

有关合金元素对共析成分与共析温度及共析点的影响见图 1.5-2。根据各合金元素对共析点位置的影响，可大致把它们分成以下三类。

1）非碳化物形成元素（例如 Si、Ni、Cu 等）以及各弱碳化物形成元素（如 Mn 等），使共析点向左移。

2）强碳化物形成元素（例如 Ti、V、Zr、Mo 等），当形成其各自特有的碳化物时，使共析点向右移。这主要是因为钢中必须有一部分碳化合成特殊碳化物而被固定，而在共析反应中将不发生作用的关系。

3）有的元素，特别是铝，在含量低时，像第一类，使共析点向左移；但含量高到一定限度后，有它自己特殊的碳化物形成，又像第二类，使共析点向右移，铬和钼相似，有同样的影响。钨估计也有类似的影响。

2.3.3 扩大或缩小奥氏体区

Ni 和 Mn 的含量高时可使钢在室温时仍为奥氏体；相反，一些强形成 γ 相圈的元素，例如 Si、Ti、Cr 等，则可使 γ 相区完全消失，使钢在任何温度下，都是铁素体组织，以致不能用淬火方法使之硬化。

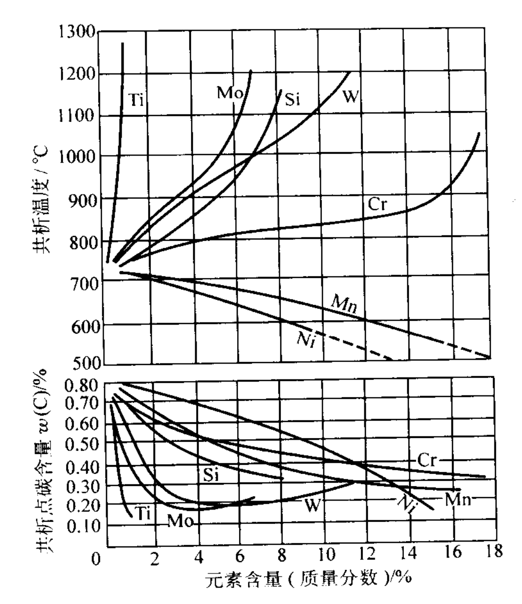


图 1.5-2 几种合金元素对共析温度（A_1）及共析点碳含量的影响

图 1.5-3 示出周期表中有关元素对 Fe-C 系平衡相图中 γ 相区的影响。

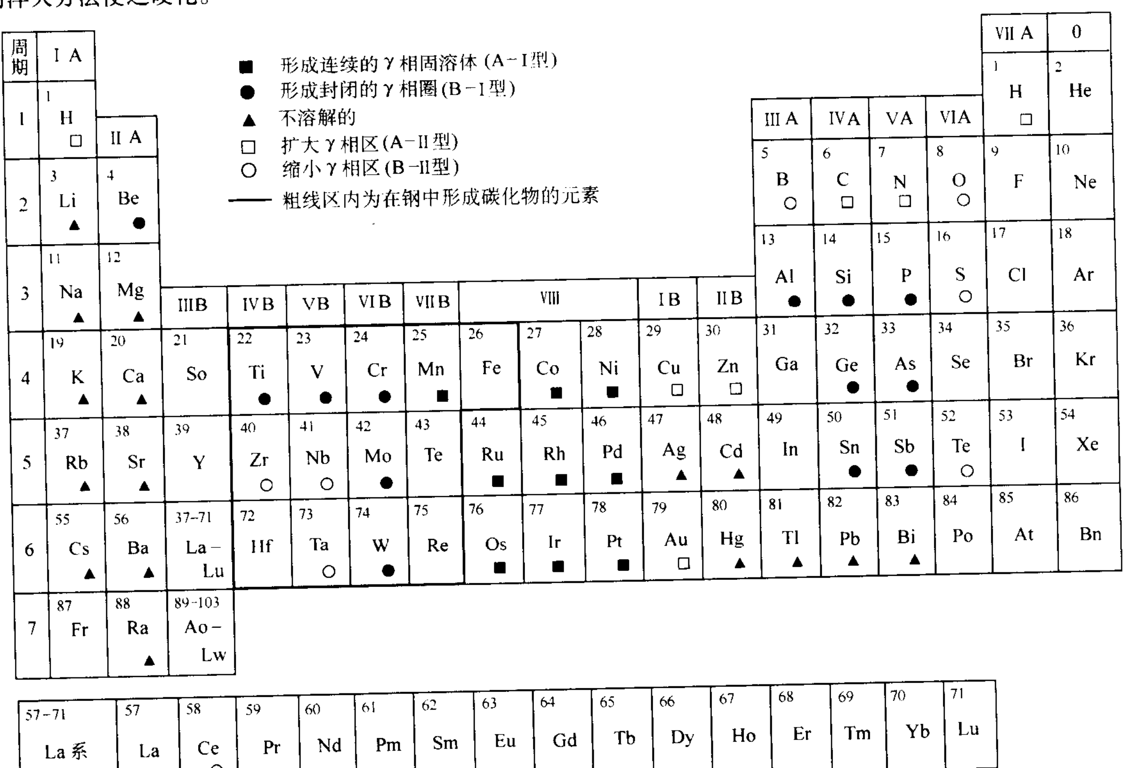


图 1.5-3 周期表中各有关元素对铁碳平衡相图中 γ 相区的影响

3 合金元素在钢中的分布和存在状态

3.1 合金元素在不同金相组织中的溶解度

钢一般是由几种不同晶体结构的金相组织（例如奥氏体、铁素体、碳化物、金属间化合物、夹杂物以及不能够在钢中溶解的较为纯洁的其他金属元素的微粒等）构成聚合体。微观地看，一种元素在不同的金属组织中的溶解度是不一样的，有的甚至相差很多倍，就是在同一组织中，也随温度而改变。

常用合金元素在奥氏体和铁素体中的溶解度见表 1.5-6。



表 1.5-6　合金元素在奥氏体和铁素体中的溶解度　　%

元　素	γ-Fe	α-Fe	元　素	γ-Fe	α-Fe
Al	0.78（1 197℃）		Nb	1.61（1 184℃）	1.23（957℃）
B（Fe_2B）	0.015（117.6℃）	~0.004 1（914℃）	Ni	无限	4.81（492℃）
C（Fe_3C）	2.11（1 148℃）	0.021 8（727℃）	P	0.31（1 146℃）	
Co	无限	80.4（162℃）	Si	1.73（1 164℃）	14.8（963℃）
Cr	11.5（986℃）	无限	Ti	0.69（1 157℃）	8.39（1 287℃）
Cu	7.23（1 098℃）	1.80（843℃）	V	1.26（1 156℃）	无限
Mn	无限	3.27（248℃）	W	4.33（1 119℃）	34.6（1 547℃）
Mo	2.82（1 141℃）	36.4（1 453℃）	Zr	~0.7	~0.3
N（Fe_4N）	2.64（650℃）	0.097（590℃）	S（FeS）	0.62（1 366℃）	0.022（914℃）

3.2　合金元素在钢中的分布倾向

合金元素在退火钢或未淬火的钢中，可以有较多机会来按照它们固有的特性进行分布，但应当指出，一种元素在几种可能形成的组成物中的分布，决定于其他元素的浓度，因此要了解合金元素这种分布倾向，必须知道钢的化学成分。

表 1.5-7 为各种元素在退火钢中的分布倾向，由此可以了解各种合金元素在钢中的分布和存在状态。

表 1.5-7　合金元素在退火钢中的分布倾向

元素	溶于铁素体中		结合于碳化物中	进入非金属夹杂物	进入金属间化合物	游离状态
Al	Al		—	Al_2O_3，$FeO\cdot Al_2O_3$，AlN	Fe_xAl	
B	B		—		Fe_xB	
Ni	Ni		—		Ni_3Ti，Ni_3Al	
Co	Co		—		（FeCo）	
Si	Si		—	$SiO_2\cdot M_xO_y$	FeSi	
Mn	Mn	◀◀◀—▶	Mn	MnS，$MnO\cdot SiO_2$		
Cr	Cr	◀◀—▶	Cr	Cr_xO_y，$FeO\cdot Cr_2O_3$	FeCr	
Mo	Mo	◀◀—▶▶	Mo			
W	W	◀◀—▶▶	W		Fe_2W	
Ta	Ta	◀—▶▶▶	Ta	TaN		
V	V	◀—▶▶	V	V_xO_y，V_xN_y		
Nb	Nb	◀—▶▶▶	Nb	NbN		
Zr	Zr	◀—▶▶	Zr	ZrO_2，Zr_xN_y		
Ti	Ti	◀—▶▶	Ti	$FeO\cdot TiO_2$，Ti_xN_y	Fe_2Ti	
P	P		—			
S	S		—	（Mn，Fe）S，ZrS		
Cu	Cu		—			Cu（>0.8%时）
Pb	—		—	PbS		Pb

注：◀和▶及其个数表示倾向的程度。

根据合金元素在钢中形成碳化物的倾向不同，可以把它们分成：

不形成碳化物元素，只以原子状态存在于奥氏体、铁素体等固溶体中，它们是 Si、Al、Cu、Ni、Co 等。

强碳化物形成元素，只要有足够的碳，在适当条件下就会形成它们自己的特殊碳化物，仅在缺少碳的情况下，才以原子状态进入固溶体中，它们是 V、Zr、Nb、Ti、Ta 等。

弱碳化物形成元素，介于以上两类之间，一部分以原子状态进入固溶体中，另一部分进入渗碳体中置换部分的铁原子形成置换式渗碳体，例如 $(Fe, Mn)_3C$，$(Fe, Cr)_3C$ 等。但当含量超过一定限度时（锰除外），又将形成它们各自特殊的碳化物，例如 $(Fe, Cr)_7C_3$，$(Fe, W)_6C$ 等。这一类元素有 Mn、Cr、W、Mo 等。它们在碳化物中的浓度，一般都比在奥氏体和铁素体中的为高。

碳化物属间隙化合物。过渡金属钛、钒、铌、锆、钽、钨、钼、铬、锰和铁等与钢中的碳都形成一系列二元合金碳化物。其特征是具有高的硬度、弹性模量和熔点，高的生成热并具有导电性。当过渡性金属原子半径（r_M）和碳的原子半径（r_C）的比值 <0.59 时形成简单密排结构的碳化物。例如铌、钒、钽和钛、锆与碳形成面心立方点阵的 MC 型碳化物，而钨、钼与碳形成六方点阵的碳化物 MC 与 M_{2C}。当 $r_M/r_C>0.59$ 时形成复杂结构的碳化物，复杂立方 $M_{23}C_6$ 型



碳化物有 $Cr_{23}C_6$ 和 $Mn_{23}C_6$；复杂六方 M_7C_3 型碳化物有 Cr_7C_3 和 Mn_7C_3；正交晶系的 M_3C 型碳化物有 Fe_3C 和 Mn_3C。钢中还形成三元碳化物（例如 Fe_3W_3C、Fe_3Mo_3C），具有复杂六方结构的 M_6C 型碳化物，具有复杂六方结构的 $M_{23}C_6$ 型碳化物（例如 $Fe_{21}W_2C_6$ 和 $Fe_{21}Mo_2C_6$ 等）。

钢中若同时存在多种碳化物形成元素，则会形成多种碳化物形成元素的复合碳化物，它们可以完全互溶或部分互溶。

碳化物在钢中的稳定性可以用其生成热（ΔH）来比较，各种碳化物和氮化物的生成热见图 1.5-4。

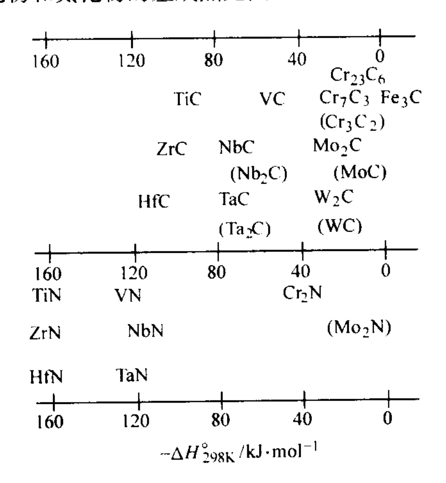


图 1.5-4　碳化物和氮化物的生成热 ΔH

从图 1.5-4 可以明显看到，钢中碳化物以及氮化物的生成热越高，它在钢中的稳定性也越高。钢中碳化物的相对稳定性对钢中的转变有重要的影响。强碳化物较稳定，溶解温度高，溶解速度慢，析出后聚集长大速度慢，成为钢中的强化相，例如 TiC、VC、NbC 等。中强碳化物，例如 M_2C 型钨、钼碳化物，其稳定性稍低，仍可作为 500～600℃范围内的强化相。铬和锰的碳化物稳定性差，一般不能作为强化相。

合金元素除溶解在固溶体中或形成碳化物外，一些比较活泼的元素，又极易与钢中氮化合，形成氮化物，它与碳化物相似属间隙化合物，由于 r_N/r_M 均小于 0.59，所以都具有简单密排结构。属于面心立方点阵的有 TiN、VN、NbN、W_2N、Mo_2N、CrN、MnN、γ-Fe_4N；属于六方点阵的有 TaN、Nb_2N、MoN、WN、Cr_2N、Mn_2N、$Fe_{2\sim3}N$。氮化物间也可以互相溶解，形成完全互溶或有限溶解的复合氮化物。

氮化物与碳化物之间也可互相溶解，形成碳氮化合物，例如 $(Cr, Fe)_{23}(C, N)_6$、V（C，N）、Nb（C，N）等。

氮化物具有高的硬度、弹性模量和熔点，高的生成热并具有导电性。

氮在钢中和钒形成氮化钒来细化奥氏体晶粒。在渗氮钢中氮和铝、铬形成氮化物以增加钢的耐磨性和耐蚀性，延长了模具、刀具、齿轮和轴等使用寿命。

合金元素还可以和钢中的氧化合形成稳定的氧化物如 Al_2O_3、$MnO\cdot SiO_2$、TiO_2 等，它们一般都以夹杂物的形态存在于钢中。

Mn、Zr、Ce 等也能和钢中的碳化物化合，形成碳化物夹杂。

合金元素含量较高时，有的元素和铁或钢中过渡元素之间也会化合形成一系列金属间化合物，其中主要的有 σ 相和 Laves 相。

σ 相：属拓扑密排（TCP）相，正方晶系，单位晶胞中有 30 个原子。通常在铬不锈钢中出现铁铬 σ 相，在 Fe-Cr-Mn、Fe-Cr 和 Cr-Mn 系中均可出现 σ 相。锰加入不锈钢中会促进 σ 相形成。许多合金元素都使铁铬 σ 相稳定温度范围增高。铁铬 σ 相在低于 820℃稳定。硅促进 σ 相形成并把稳定温度提高到 1 000℃。

有关铁的二元合金中，σ 相存在区域如表 1.5-8 所示。

表 1.5-8　与铁有关的二元合金中 σ 相的存在区域

合金系	第五族或第六族金属含量（摩尔分数）/%	每个原子拥有 s+d 层电子数
V-Fe	37%～57%V	7.3～6.9
Cr-Fe	43.5%～49%Cr（800℃）	7.1～7.0
Mo-Fe	47%～50%Mo（1 400℃）	7.23～7.17

Laves 相：也属于拓扑密排相，在二元系中其化学式为 AB_2 型复杂六方或复杂立方点阵的金属间化合物，其组元的 r_A/r_B 约为 1.2。

Laves 相的晶体结构为 $MgCu_2$ 型复杂立方系，$MgZn_2$ 型复杂六方系及 $MgNi_2$ 复杂六方系。电子浓度影响到 Laves 相的晶体结构类型。

在合金钢中 Laves 相是具有复杂六方点阵的 $MgZn_2$ 型，它们是 $MoFe_2$、WFe_2、$NbFe_2$ 和 $TiFe_2$。在多元合金钢中，原子尺寸较小的锰、铬和镍可以取代 Laves 相中铁原子的位置，形成化学式为 $(W\cdot Mo\cdot Nb)(Fe\cdot Ni, Mn, Cr)_2$ 的复合型 Laves 相。

Laves 相出现在成分复杂的耐热钢中，是耐热钢中的一个强化相。

溶质原子的晶界偏聚：溶质原子溶于多晶体铁中形成固溶体后，将与晶界产生交互作用，在晶界区有很高的富集浓度。这种溶质原子与晶界的结合与富集，称为晶界偏聚或晶界内吸附。

溶质原子晶界偏聚的浓度可由麦克林恒温晶界偏聚方程表示：

$$C_g = C_0 \exp(\Delta v / RT)$$

式中，C_g 为溶质元素在晶界的平衡偏聚浓度；C_0 为溶质元素在基体内的平均浓度；Δv 为一个摩尔浓度元素位于晶界和晶内的内能之差值；R 为气体常数；T 为温度。

在铁中产生晶界偏聚强烈的元素见表 1.5-9。

表 1.5-9　在铁中产生晶界偏聚强烈的元素

周　期	Ⅳ族	Ⅴ族	Ⅵ族
Ⅱ	C	N	O
Ⅲ	Si	P	S
Ⅳ	Ge	As	Se
Ⅴ	Sn	Sb	Te
Ⅵ		Bi	

溶质原子的晶界偏聚将对钢的组织和晶间有关的性能产生巨大的影响，例如晶界迁移、相变时晶界优先成核、晶界强化、晶界脆性、晶间腐蚀等。

4　合金元素对钢的组织及热处理的影响

4.1　合金元素对钢的相变和组织的影响

4.1.1　合金元素对钢的奥氏体化的影响

除高合金奥氏体钢及铁素体耐热不锈钢外，诸如珠光体

钢、贝氏体钢和马氏体钢从室温加热经过临界温度时都要发生奥氏体相变和均匀化过程即钢的奥氏体化。

奥氏体化过程主要取决于碳和合金元素的重新分布和均匀化。碳的扩散速度将是主导因素。其他合金元素由于影响碳的扩散速度，也在不同程度上影响着奥氏体化过程。例如Ti、V、Mo、W等强碳化物形成元素，强烈地妨碍碳在钢中的扩散，因而急剧地减慢碳的扩散速度和钢的奥氏体化过程。

由于合金元素影响钢的临界点和共析点的位置以及碳的奥氏体中的扩散速度等，将使奥氏体化过程更加复杂，何况合金元素在钢中不同相内的分布不均匀而也需要在奥氏体化过程中通过扩散重新分布以达到均匀化。但合金元素的原子在钢中的扩散速度只有碳原子扩散速度的千分之几到万分之几，因而在同样条件下使合金钢奥氏体化和均匀化所需的时间要比非合金钢长很多。

4.1.2 合金元素对钢中奥氏体等温转变的影响

合金元素影响钢中珠光体转变的产物、形貌及其转变机制和转变动力学。

凡是合金元素能延缓碳化物和铁素体的形核和长大的因素都能增长孕育期，推迟珠光体转变。合金元素对珠光体转变时铁素体的形核和长大有重要影响；Cr、Mn和Ni强烈推迟铁素体转变而Co则加速其转变；Mo、V和Si等没有显著的影响。

几种合金元素同时加入对铁素体转变影响更大，有Cr时再加入W、Mo甚至Co都能有效地提高奥氏体的稳定性，减慢铁素体的转变。合金元素Ni主要是提高铁素体的形核功；而加Cr、Mo或Cr、Co都能提高激活能。晶界偏聚元素P、B和稀土元素在奥氏体晶界偏聚，降低其表面能，阻碍碳化物和铁素体在晶界形核，增长珠光体转变孕育期。合金元素对等温转变的影响可以分为：

不形成碳化物和弱碳化物形成元素Si、P、Ni、Cu、Mn，对奥氏体分解的影响差异不大，C曲线与非合金钢相似，但作不同程度的右移。

强碳化形成元素，例如V、Ti、Cr、Mo、W等，使转变更加迟缓，把C曲线更多向右推移。

钴促进钢中碳化物扩散，因而加速奥氏体的分解，使等温曲线左移，Al如果形成AlN，细化晶粒使等温转变加速。如果奥氏体转变温度过高，AlN溶解，晶粒变粗，则Al推迟奥氏体等温转变。

贝氏体转变是一种半扩散转变，它的形成主要取决于碳的扩散。碳化物形成元素V、W、Mo、Cr等减慢碳的扩散，奥氏体形成元素Ni、Mn降低贝氏体转转变临界点，减慢相变驱动力，这两者都减慢贝氏体转变，增长孕育期。合金元素对贝氏体转变临界点（B_s,℃）的影响关系为：

$$B_s = 830 - 370C - 90Mn - 37Ni - 70Cr - 83Mo$$

式中各元素代号表示钢中各元素的质量分数。

由于各合金元素对珠光体和贝氏体转变的影响不同，因而合金钢的过冷奥氏体转变“C”曲线分离成各自独立的珠光体转变C曲线和贝氏体转变C曲线。

4.1.3 合金元素对马氏体转变点的影响

马氏体转变是无扩散、急剧的转变，主要是由于自由能随温度的降低而改变，因而有一临界温度，并且随着温度的降低相变继续进行，直到温度降低到一定程度全部奥氏体转变成马氏体为止。奥氏体开始转变成马氏体的临界温度称为M_s点，全部转变为马氏体的最高温度称为M_f点。M_s和M_f的高低主要决定于奥氏体固溶体的化学成分。根据各元素对M_s点的影响可以把它们大约分成三类（见表1.5-10）。

含量为1%的合金元素对钢的M_s点的影响见表1.5-11。

表1.5-10 合金元素对M_s点的影响

降低M_s点的元素	降低M_s不明显的元素	提高M_s点的元素
C，Mn，V，Cr，Ni，Cu，Mo，W	Si，B	Co，Al

注：表中所列元素是按它们影响的大小从强到弱排列的，可能有出入，仅供参考。

表1.5-11 含量为1%的合金元素对钢M_s点和残留奥氏体增量的影响

合金元素	C	Mn	Cr	Ni	Mo	W	Si	Co	Al
M_s/℃	-300	-33	-22	-16.5	-11	-11	-11	+12	+18
残留奥氏体增量（体积分数）/%	+50	+20	+11	+10	+9	+8	+6	-3	-4

在低合金钢中，合金元素对M_s点温度的影响用下式表示：

$$M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 17.2Ni - 12.1Cr - 7.5Mo$$

对于M_f点的影响数据不多，难以作系统的分析。根据现有资料，可以说各元素对M_f和M_s的影响相似，即使M_s点降低得很多的元素，使M_f点降低也很多，其中碳的影响特别显著。例如碳含量w_C为0.3%的一般合金钢的M_f点比M_s点低约90℃；碳含量w_C每增加0.1%，M_f比M_s约低10℃；在碳含量w_C达0.80%时，M_f比M_s低约140℃。另外，Al和Co提高M_s点，同样也使M_f升高。

随着M_s点的下降，马氏体的形貌和微观结构将发生变化。低碳合金钢中马氏体呈片状，微观上是具有位错亚结构的板条马氏体。高碳高合金钢中的马氏体是针状，微观上是具有孪晶亚结构的针状马氏体。

4.1.4 合金元素对连续冷却中相变的影响

一般使等温转变向右移的元素将延缓在较高温度时的相变，增加奥氏体的过冷程度，使之在较低温度下发生分解或转变。相反，如果Al和Co使S曲线向左移，因而也相对地促进奥氏体在较高温度时的分解。

4.1.5 合金元素对奥氏体晶粒度的影响

钢的脱氧和合金化均与奥氏体本质晶粒度有关，例如冶炼时用适量的Al进行脱氧或加入V、Ti、Zr能得到本质细晶粒钢。

凡能形成稳定的、难溶碳化物的元素（例如Ti、V、Al、Zr、Nb及少量W、Mo），形成高熔点的非金属夹杂物和金属间化合物的元素（例如N、O、S），促进石墨化的元素（例如Si、Ni、Co）以及在结构上自由存在的元素（铜）都能阻止奥氏体晶粒的长大。形成比较容易溶解的碳化物的元素（铬），对晶粒的长大倾向影响不显著。而Mn、P则有加速晶粒长大的作用。

复合元素对钢的晶粒度的影响不一定是简单的数学叠加，而是比较复杂的。

4.1.6 合金元素对奥氏体形成的影响

如图1.5-5所示，按合金元素对奥氏体的影响可分为以下两类。

1）限制奥氏体的碳含量范围，并且最后封闭γ相区的元素，例如Cr、W、Mo、Si、V、Ti等。

2）扩大γ相区的或影响很小的元素，例如Ni、Mn、Co等，在奥氏体中的含量可以是无限的。

4.2 合金元素对热处理的影响

4.2.1 合金元素对退火、淬火加热时的影响

1）影响加热温度的元素　见表1.5-12。

2）影响加热时间的元素　见表1.5-13。



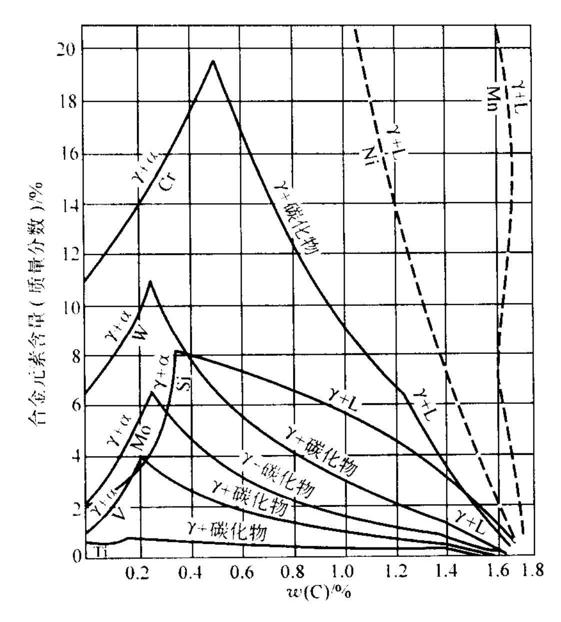


图 1.5-5 合金元素含量不同时，单相奥氏体在 1 150℃下的成分范围

（位于曲线下方的成分可完全奥氏体化）

3）影响化学热处理的元素 见表 1.5-14。

4.2.2 合金元素对淬火的影响

（1）影响淬透性的元素

见表 1.5-15。

表 1.5-12 影响加热温度的元素

影 响	合金元素
提高退火、淬火、回火的温度	Cr、Co、V、Al、Ti
增加过热敏感性	Mn、C、Cr
降低过热敏感性	W、Mo、Ti、V、Ni、Si、Ta、Co
不宜在高温加热	Mo

表 1.5-13 影响加热时间的元素

影 响	合金元素和钢种
不宜于长时间进行退火（否则会影响淬火硬度）	W 钢
必须适当延长淬火保温时间	Cr、W、V 钢
对反复热处理不敏感	W 钢

表 1.5-14 影响化学热处理的元素

影响	合金元素
促进渗氮时对氮的吸收	Al、Cr、Ta
提高渗碳时对碳的吸收	Cr、W、Mo、V
对高温渗碳温度敏感	Cr、Mo、Mn

表 1.5-15 影响淬透性的元素

提高淬透性	对淬透性影响不大	降低淬透性
C、Mn、P、Si、Ni、Cr、Mo、B、Cu、Sn、As、Sb、Be、N	（Al）	S、V①、Ti①、Co、Nb①、Ta①、W①、Te、Zr①、Se

注：带括号的元素，例如（Al），其作用尚未肯定。

① 这些强碳化物形成元素在形成碳化物时，固定了钢中的碳，降低淬透性；如果溶入固溶体中则作用相反，提高淬透性。

合金元素在其他方面也对淬透性发生影响，主要是：

1）易使晶粒粗化的元素（例如 Mn），提高淬透性的作用大；相反，使晶粒细化的元素（例如 Al），则降低钢的淬透性。

2）易生成细、散夹杂的元素（例如 Al）和形成难溶碳化物的元素（例如 V），由于它们所形成的这种夹杂物和碳化物在相变过程中起到晶核的作用，促进相变进行，降低淬透性。

3）硼是影响淬透性最突出的一个元素。$w_B = 0.001\ 5\%$ 时，就可大大提高钢的淬透性，特别在碳含量低时效果最显著，但当 $w_B > 0.007\%$ 时，其作用就不再增加。

（2）影响临界冷却速度的元素

临界冷却速度是淬火时能获得全部马氏体的最小冷却速度，各种元素对它的影响见图 1.5-6。

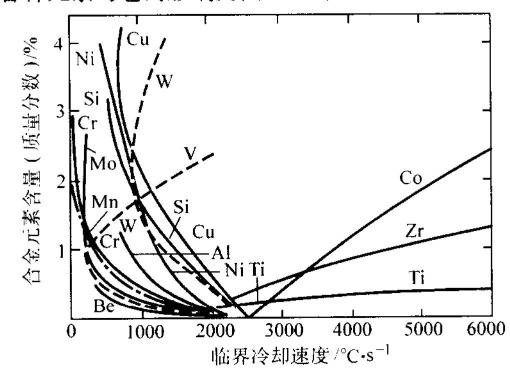


图 1.5-6 各种合金元素对临界冷却速度的影响

根据其对临界冷却速度的影响，可将合金元素分为 3 类，见表 1.5-16。

表 1.5-16 对临界冷却速度的影响

影 响	合金元素
随着元素含量的增加，临界冷却速度降低，因而使钢容易淬火	Be、Mn、Cr、Al、Si、Ni、B、P、Sn、Sb、Zn
随着元素含量的增加，开始时使临界冷却速度降低；超过一定含量后，反而使临界冷却速度增大，因而降低淬火效果	Ti、Zr、V、Mo、Cu、W、Ce
随着元素含量的增加，一直使临界冷却速度增大，因而降低淬火效果	Co、S、Se

4.2.3 合金元素对回火温度的影响

（1）影响马氏体分解和回火软化的元素

由于合金元素在回火时妨碍钢中各种原子的扩散，因而在同样温度下和非合金钢相比，一般均起到延迟马氏体分解和抗软化的作用，但是影响的程度是不同的，见表 1.5-17。

表 1.5-17 合金元素对回火时马氏体分解和回火软化的延迟作用的影响

合金元素	影 响
V、W、Ti、Cr、Mo、Co、Si	作用比较显著的
Al、Mn、Ni	作用不明显的

（2）影响回火脆性的元素

在 450～600℃进行回火时，由于晶界发生了某些变化，产生所谓回火脆性的现象，这对钢的性能是很不利的。合金元素对回火脆性的影响见表 1.5-18。

表 1.5-18 合金元素对回火脆性的影响

合金元素	影 响
Mn、Cr、N、P、V、Cu、Ni	促进回火脆性
Be、Mo①、（W）②	防止或延迟回火脆性

注：各元素排列的顺序，不代表作用的强弱。

① 钼加入具有回火脆性的钢（例如含有 Mn、Cr 等元素的钢）中，能显著地降低该钢的回火脆性。钼若单独加入普通碳素钢中，则是促进回火脆性的元素。

② 有的资料认为是促进回火脆性的元素。

（3）产生二次硬化的合金元素

使钢在淬火和回火后产生二次硬化的元素可以分为两

类：一类是由于钢淬火后有大量残余奥氏体存在，在回火后冷却过程中奥氏体转变成马氏体之故，另一类是产生沉淀硬化的原因，这两类元素见表 1.5-19。

表 1.5-19 合金元素产生二次硬化的原因

合金元素	产生二次硬化的原因
Mn，Mo，W，Cr，Ni，Co[①]（V）	残余奥氏体的转变
V，Mo，W，Cr，Ni[①]，Co[①]	沉淀硬化

① 仅在高含量并有其他合金元素存在时，由于可以生成弥散分布的金属间化合物才有效。

5 合金元素对钢性能的影响

5.1 合金元素对钢力学性能的影响

钢的力学性能基本上决定于铁基固溶体（奥氏体或铁素体）和碳化物两种组分各自的性能和它们彼此相对分布的情况。合金元素对钢力学性能的影响也与此有关。

5.1.1 影响钢常温力学性能的合金元素

固溶在固溶体中的合金元素，由于它们的原子体积以及其结构和铁原子不同，使铁晶体点阵发生不同程度的畸变，因而使固溶体的强度、硬度和冷变形加工硬化率都有所提高，但韧性和延展性都相对降低。Si、Mn、Ni 等，无论对奥氏体或铁素体都有这种作用。Cr、Mo、W、V 等，只要它们不形成碳化物，而是溶解在奥氏体或铁素体内，也起到同样的作用。一般不需要调质热处理的低合金高强度钢的强度，主要是靠此作用而提高的。

合金元素，对铁素体的固溶强化作用如图 1.5-7 所示。但钢淬火的马氏体的硬度，无论是非合金钢还是合金钢都主要决定于碳的含量，如图 1.5-8 所示。

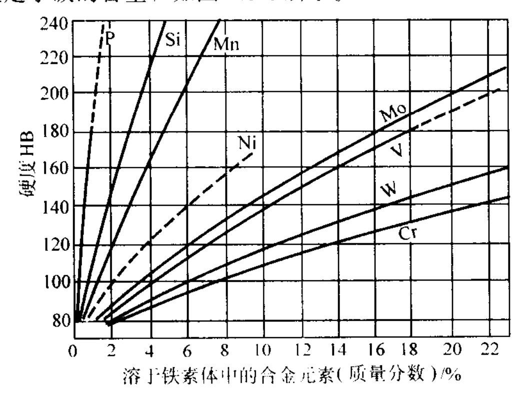


图 1.5-7 各种合金元素对铁素体的固溶硬化作用

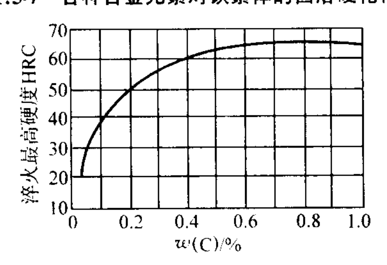


图 1.5-8 碳含量与淬火最高硬度的关系
（完全形成马氏体后的硬度）

各种合金元素对钢抗拉强度和屈服强度的影响分别如图 1.5-9 及图 1.5-10 所示。

应当说明，关于各种合金元素对铁素体的固溶强化作用以及对抗拉强度等的影响，还了解的很少。由于受不同晶粒度和含有某些微合金元素的影响，特别是碳和氮有显著的影响，所以很难得到准确的数据。

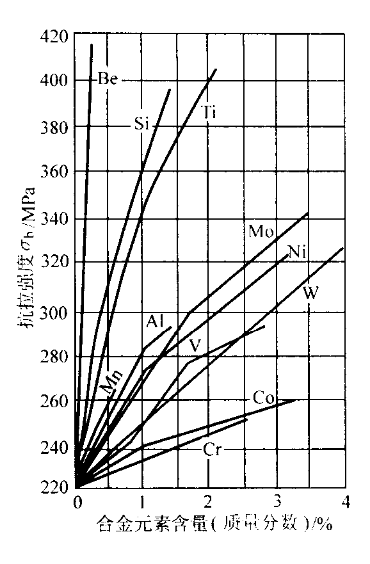


图 1.5-9 不同合金元素的含量对抗拉强度的影响

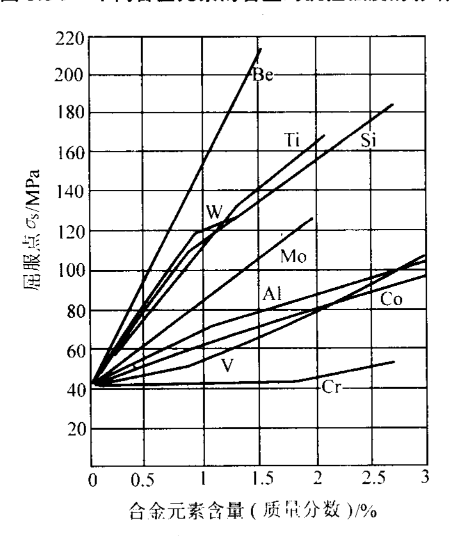


图 1.5-10 不同合金元素的含量对屈服强度的影响

5.1.2 影响调质钢力学性能的元素

主要通过合金元素对淬透性和回火性的影响而起作用。实验证明，任何调质钢种，只要从淬火时获得完全马氏体组织，而后在不同温度回火到某一给定硬度水平，则各项力学性能，例如强度、屈服比将大致相同，塑性和韧性也差别不大。但如淬火不当，钢中出现细的网状碳化物或铁素体网状，将使钢变脆，例如回火温度过高，碳化物长成很大颗粒，则将丧失它加强铁素体基体的作用。

在调质钢中获得回火马氏体组织，则钢具有良好的综合力学性能。

回火马氏体本质上是细微的碳化物颗粒，弥散均匀地分布在铁素体的基体里。一般随着回火温度的升高，碳化物微粒逐渐长大，使钢的硬度和强度相应降低，延展性和韧性则相对提高。

脆性转变温度也是评价调质钢力学性能的一项主要指标。某些钢材（特别是在气候寒冷的地区）仅测定室温冲击吸收功是不全面的。还必须进行测钢脆性转变温度的冲击试验。

各种合金元素对钢脆性转变温度的影响如图 1.5-11 所示。

从图 1.5-11 可以看到，对脆性转变温度影响最坏的元素有 P、C、Si 及 Cu 等。

为了便于了解各合金元素影响脆性转变温度的性质，根据图 1.5-11 可到表 1.5-20。

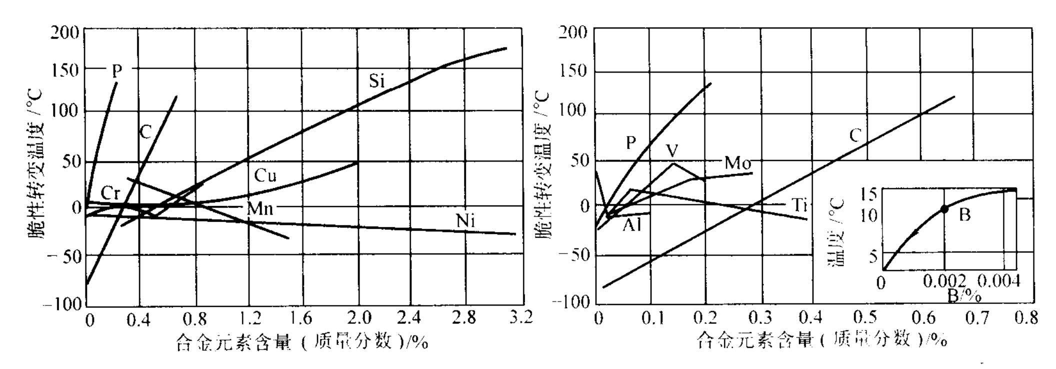


图 1.5-11　合金元素对脆性转变温度的影响

（以质量分数为 C0.3%，Mn1.0%，Si0.3% 钢的脆性转变温度为基础，分别加入其他合金元素后对其脆性转变温度的影响）

表 1.5-20　各合金元素影响脆性转变温度的性质

提高脆性转变温度	降低脆性转变温度	先提高后降低脆性转变温度	先降低，以后无影响
B、P、C、Si、Cu、Mo、Cr	Ni、Mn	Ti、V	Al

5.1.3　影响高温力学性能的元素

随着温度的升高，钢的晶粒边界的强度逐渐降低，当超过等温度时，晶界的强度便低于晶粒本身的强度。

为了改善钢的高温力学性能，特别是蠕变极限，需要尽可能地减少晶粒边界，即要求使用粗晶粒的钢。奥氏体晶粒大小与钢蠕变速度的关系如图 1.5-12 所示。

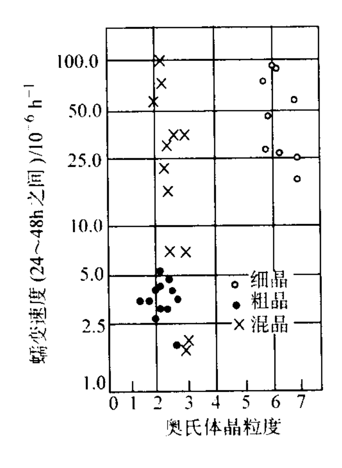


图 1.5-12　奥氏体晶粒大小与蠕变速度的关系

（试验温度：600℃；载荷 50 MPa）

另一方面，是加入某些有效合金元素来提高晶粒边界的强度，制止晶界沉淀的发生，其作用非常明显。

日本住友为解决超临界火电机组耐热钢高温强度好与耐蒸汽氧化抗力好的矛盾，发明了细晶 TP347H 钢，为此于 1987 年研究出一种既能得到细晶又能提高高温强度的新工艺。新工艺与常规工艺的主要区别是新工艺是在最后一道拔管之前将管子进行一次温度高于最终固溶处理温度的软化退火，在软化退火过程中析出大量的 NbC 质点，成为最后固溶处理过程中奥氏体晶粒长大的阻碍和晶核，而这些质点还能起到析出强化的作用。

固溶处理温度和制造工艺对 TP347H 钢的晶粒度和 10^6 h 蠕变断裂强度的影响如图 1.5-13 所示。从图可以看出，细晶粒钢和粗晶粒钢在蠕变断裂强度方面没有区别，蠕变断裂强度只取决于固溶处理温度而不是晶粒大小。

几种合金元素对铁素体蠕变极限的影响如图 1.5-14 所示。其中 Mo 的影响最为显著，而 Co 和 Ni 的影响很小。

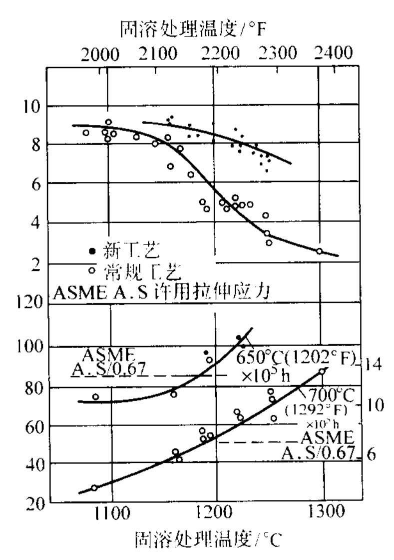


图 1.5-13　固溶处理温度和制造工艺对 TP347H 钢的晶粒度和 10^5 h 蠕变断裂强度的影响

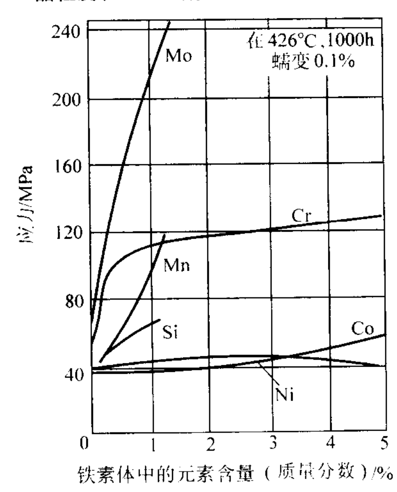


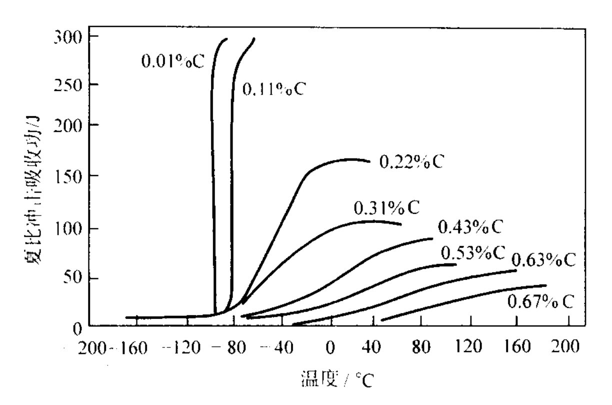
图 1.5-14　几种合金元素对铁素体蠕变强度的影响

5.1.4　影响低温性能的元素

1）碳　碳是重要的脆化元素，因为碳化物大部分是脆性相，是裂纹源。碳对非合金钢冲击吸收功的影响如图 1.5-15 所示。

2）氮　氮是增加应变时效敏感性的元素，最好是把氮固定住，氮对铁脆性转变温度的影响如图 1.5-16 所示。

3）氧　氧是晶间诱导脆化元素，所以要求尽量降低钢中的氧含量，如图 1.5-17 所示。



1.5-15 碳含量（质量分数）对非合金钢冲击吸收功的影响

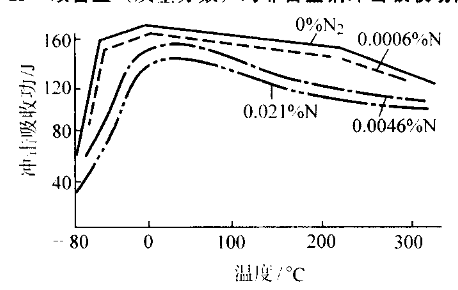


图 1.5-16 氮对铁脆性转变温度的影响

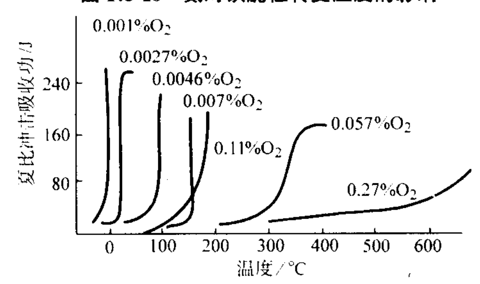


图 1.5-17 氧对铁脆性转变温度的影响

4）硫 以夹杂物形态存在，一般不影响钢的脆性转变温度，但是降低钢的冲击韧性，特别是横向钢材的冲击韧性，因此要使之变质而成为非延性夹杂。

5）磷 影响位错的交叉滑移，是促进钢低温脆化的元素，它还容易在晶界偏析，应尽量降低钢中的磷含量。

6）Sn、As 等低熔点夹杂 其对钢的脆性转变温度也带来不利影响。

7）镍 Ni 是提高钢低温韧性最有效的元素，随着钢中 Ni 含量的增加、低温韧性提高，最低使用温度降低。含 Ni 低温钢早已形成系列并广泛应用，Ni 含量对低碳钢低温冲击吸收功的影响如图 1.5-18 所示。

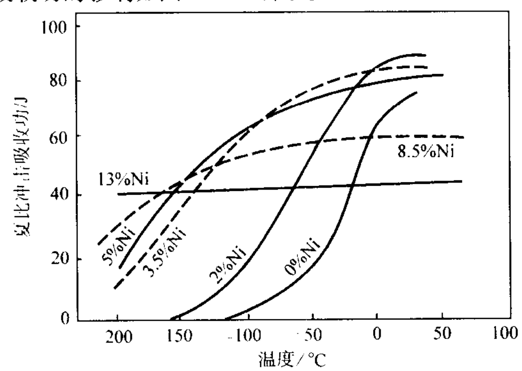


图 1.5-18 镍含量对低碳钢冲击吸收功的影响

8）细化晶粒的元素 它们都可以提高钢的韧性，包括低温韧性。微合金化是实现细晶化的基础和前提条件。

5.2 合金元素对钢焊接性和切削性的影响

5.2.1 对钢焊接性的影响

钢在一定焊接条件下，形成符合使用要求的完整焊接接头的能力称为钢的焊接性。影响焊接性的主要因素是钢的化学成分和组织，也与焊接工艺因素和使用条件相关。

钢的化学成分是决定其冶金焊接性的主要因素，钢中碳含量越高，焊接性越差，钢中其他化学元素可以通过碳当量（C_{eq}）来对其影响进行比较和估计。国际焊接协会推荐的碳当量的计算公式为：

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Ni + Cu}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5}$$

在实际熔焊中，还不能忽视焊接材料对焊缝金属化学成分变化的影响。尤其是不锈钢熔焊，不同化学成分的不锈钢（奥氏体、铁素体、马氏体和双相不锈钢）必须选择成分适宜的专用填充金属，以改善不锈钢的焊接性。此外，应用不锈钢的相变组织图，并引入铬、镍当量来对其影响进行评估。

一般说，凡能提高淬透性的合金元素对钢的焊接性都不利，因为在焊缝热影响区靠近熔合线一侧冷却时易形成马氏体等硬脆组织，有导致开裂的危险。此外，热影响区靠近熔合线处的晶粒因为受热容易粗化，因此适当加入具有细晶化作用的元素有益。硅含量高，焊接时会发生严重喷溅，硫含量高容易发生热裂，磷含量高容易导致冷裂。

5.2.2 对钢切削性能的影响

在自动高速切削机床上加工大批量零件时需用切削性能良好的合金钢和非合金钢。

易切削钢中常用的合金元素有硫、锰、锆、稀土元素、钛、钙、硒、碲、铜、铋、磷、氮、碳等。合金元素的作用主要有：

1）形成夹杂物，明显改善钢的切削性 硫可形成硬度不高且有一定脆性的夹杂物。例如硫与锰、锆、稀土等形成硫化物。钛、钙等与氧形成氧化物复合夹杂。硒、碲与锰形成化合物。铅、铋形成低熔点金属夹杂物等。

2）形成固溶体 磷、氮在提高钢固溶体强度的同时，降低其韧性，改善钢的可切削性。

3）碳的影响 当钢中的碳含量（质量分数）≤0.15%时，钢的韧性高，车屑易形成屑瘤，钢的可切削性差；当碳含量（质量分数）约为 0.4%时，钢的综合力学性能适宜，切屑易碎断，刀具磨损性小，可切削性最佳。碳含量再高，钢的强度和硬度同时提高，可切削性下降。

5.3 合金元素对钢物理性能的影响

5.3.1 钢的密度

合金元素的原子体积、质量、电子结构等和铁原子有很大的区别，它们溶解在铁基固溶体中将引起原有的晶体点阵和自由能的变化以及钢的密度等一系列性能的变化。

5.3.2 钢的热传导和电传导

热和电的传导是靠金属中自由电子来进行的。图 1.5-19 为不同情况下非合金钢的热导率的变化。由图可知，热导率一般是随碳含量的增加和温度的升高而降低的。非合金钢的热导率大约在 850℃左右降到最低，然后又随温度的升高而稍有提高。

在合金钢中由于溶入固溶体的合金元素破坏了晶体点阵结构和其中势能体系的规律，增加了电子运动的阻力，使电子难以顺利通过，这就必然会降低钢的热导率。所以一般合金钢的导热性能比非合金钢差，而且合金含量越高导热性能越差。

合金元素对导电性能的影响原理与对导热性能的影响完全相似。纯铁在 20℃的电阻系数为 9.7 μΩ·cm，电阻温度系数为 0.006 5。不同含量的合金元素对铁的电阻系数的影响如图 1.5-20 所示。

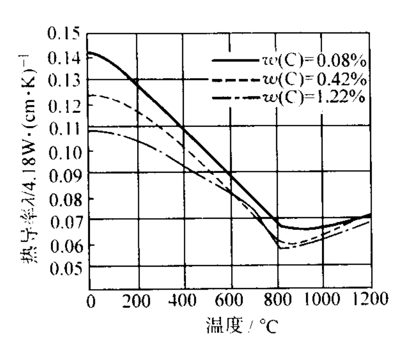


图 1.5-19　不同碳含量的非合金钢在不同温度时对热导率的影响

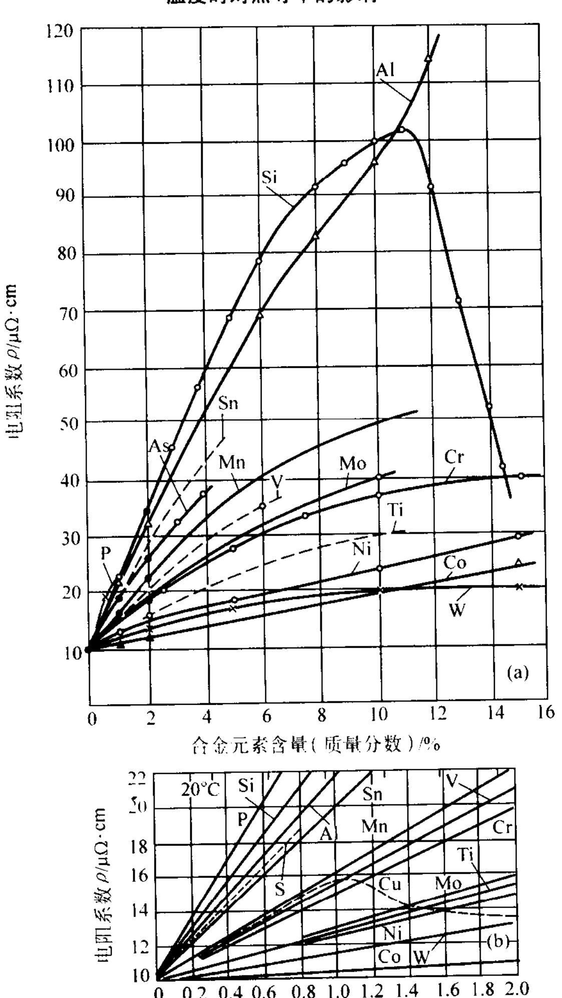


图 1.5-20　各种合金元素对铁的电阻系数的影响（20℃时）

假如钢中存在着几种金相组织，则钢的导热和导电性能，大致为这几种金相组织所占的百分比和它们各自的热导率和电导率乘积的总和。

当钢中形成固溶体时，金属的电导率降低、电阻增加，这是一般规律。甚至当低电导率金属中溶入高电导率金属时也是如此，这不仅是因为点阵结构有畸变并且也是因为增加了电子散射。

5.3.3　合金元素对钢热膨胀性的影响

迄今尚未发现普遍的规律。

就 Ni 来说，当钢中 Ni 含量（质量分数）逐步增加时，钢的线胀系数逐渐减少；镍含量达到 36%左右时，线胀系数为最低值，镍含量再增加线胀系数又急剧上升。

5.3.4　合金元素对磁性的影响

在合金含量不太高时，在室温下奥氏体是顺磁性的，铁素体、珠光体、马氏体和渗碳体等则是铁磁性的。

工业上广泛应用的两大类磁性材料是硅钢片和磁钢。高导磁率合金、高磁饱和合金等软磁合金及稀土永磁合金、Al-Ni-Co 系永磁合金等已不属合金钢范围。

硅钢片属软磁材料，磁钢属硬磁材料。

5.4　合金元素对钢化学稳定性的影响

5.4.1　对钢耐蚀性的影响

钢在酸、碱和盐等电解质溶液中将会发生电化学腐蚀，这种腐蚀是由于腐蚀微电池所引起的，包括阳极过程（电子由阳极流到阴极）、阴极过程、合金元素对其有关键作用。

铬是改善电化学腐蚀的关键元素，在大气中当铬含量（质量分数）为 10%～12%时耐蚀性有突变，在热硝酸中大体上也是这样。

镍可显著提高钢在还原性介质中的耐蚀性。钼可以显著提高不锈钢耐还原介质腐蚀和耐点蚀的能力，钼提高不锈钢耐点蚀的效果是铬的 3.3 倍。主要合金元素对不锈钢耐蚀性的影响见表 1.5-21。

表 1.5-21　合金元素对不锈钢耐蚀性的影响

腐蚀类型	C	Si	P	S	Ni	Mo	Cu	Cr	N	Nb	Ti
抗一般腐蚀	×	?	▽	▽	○	○	○	△			
抗晶间腐蚀	×	?	▽		▽			○		△	△
抗点蚀及缝隙腐蚀	×			×		△		△	△	?	?
抗应力腐蚀	?	○	×		△			○	?	?	?

注：○ 有利；× 肯定有害；△ 很有利；▽ 有害；? 有利或有害视条件而定。

5.4.2　对钢抗氧化性的影响

铬、镍、铝、硅等合金元素可以提高钢的抗氧化性。

钢在高温下发生氧化，在 570℃以上由于出现不致密的 FeO 而加剧。钢中加入铬、铝、硅和镍可以提高 FeO 的出现温度而保持致密的氧化膜，从而提高其化学稳定性。在较高的铬（例如 w_{Cr} = 10%～12%或以上）、铝、硅含量时，钢可在 800～1 200℃下不出现 FeO，这是由于铬、铝和硅在钢中于高温下优先氧化，形成以这些元素为主的氧化膜（例如 Cr_2O_3 或 Al_2O_3 膜），具有良好的保护作用，通常是形成致密的尖晶石型氧化物 $FeO·Cr_2O_3$ 或 $FeO·Al_2O_3$ 膜。含硅钢中的氧化膜主要是由硅酸盐 Fe_2SiO_4 组成。

钢中添加微量稀土元素可以改进钢的抗氧化性，这是由于稀土氧化物深入钢的基体中与钢基体发生有效钉扎，氧化物不易剥落之故。

一些合金元素对钢的相对氧化速度如图 1.5-21 所示。

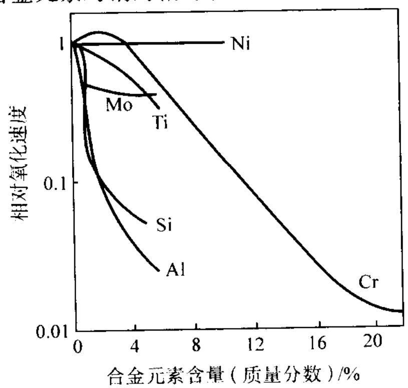


图 1.5-21　一些合金元素对钢的相对氧化速度的影响

编写：赵先存（钢铁研究总院）



第 6 章　钢的固态相变与微观组织

相的特征是具有同一晶体结构与化学成分并有界面与其他相分隔开。纯铁存在两种相，一种是具有体心立方（bcc）晶体结构的铁素体；另一种是具有面心立方（fcc）晶体结构的奥氏体。固体相变是研究钢的组织结构形成及其稳定性的一门科学。

1　钢的固态相变

当一种固相由于热力学条件（例如温度、压力、作用于该固体的电场、磁场等）变化成为不稳定的时候，如果没有对相变的障碍，将会通过相结构的变化，转变成更为稳定或平衡的状态，即发生固态相变。在物理冶金学中，相变常指一种组织在温度或压力变化时，转变为另一种或多种组织的过程，例如多晶型转变、珠光体相变等。

人类对材料的使用决定于能够得到和利用某些特定结构的微观组织和分布，借以获得在使用条件下所需要的加工或使用性能。这种组织结构包括电子组态、原子键合性质、构成的晶体结构及其中的晶体缺陷、晶体的形状和分布（晶粒和金相组织），因此研究固态相变对控制钢的性能有极为重要的理论和实践意义。

相变的发生是由于某一个固相在给定的热力学条件下成为不稳定的体系，该固相就会具有通过结构成分的变化使体系的自由能下降的趋势。

相变热力学主要是研究相变发生的条件，其驱动力的来源与大小，相变的终点和相变产物的相对稳定性。

相变热力学研究相变的发生和发展，相变速度和停止过程，以及影响它们的因素。许多相变在临界温度（即两相自由能相等的温度）以下以形核及长大的方式进行。在母相中经过一定孕育时间，产生新相的核，这些核常常以一定速率增多，在一定温度下，每个核以一定速率长大，直到受阻或自由能条件变为不利。由于新相形核时单位体积的自由能减少，而新相表面的表面自由能增加，矛盾统一的结果是新相的晶核必须具有或超过一定临界尺寸（r_c）才是稳定的，r_c称为临界核。它们继续长大才能导致体系的自由能下降。

相变金相学研究材料相变产物的性质，特别是对组织敏感的性质，例如强度、韧性和塑性等。上述性能除了决定于晶体本身结构及所包含的晶体缺陷外，还决定于相变后组成相的晶粒之间的相互关系、它们的形状大小及其在母相中的分布等因素，例如钢中珠光体的粗细。相变后的金相组织，由母相及新相的晶体结构，相变的动力学（特别是相变的温度、新相形成的速度）以及合金的成分等因素所控制。研究相变的这些方面及其相互关系是控制合金性能的重要手段。金相组织及其性能还受母相的成分不均匀性、溶解或偏聚的杂质、析出的夹杂物及其分布、存在的晶体缺陷（例如晶粒间界、位错、层错）以及加热、冷却和形变产生的缺陷等的影响。

2　铁碳平衡图

相图表示不同合金系中相稳定的温度-成分区域。压力对相稳定有影响，但此变数通常保持在一个大气压不变。相图假定处在平衡态，但平衡态常常是达不到的。相图可以指出一定成分的合金在一定温度范围内近似的显微组织。

铁碳平衡图表示在接近平衡（铁-石墨）和亚稳定条件（铁-碳化铁）下铁碳合金在不同碳含量、不同温度下所呈现的相和这些相之间平衡关系的图。它是研究钢铁材料、制定其铸造、热加工和热处理工艺以及分析工艺废品时的重要依据。

目前采用的铁碳平衡图如图 1.6-1 所示。图中的特性点含义列于表 1.6-1 中。热处理常用的临界温度符号及说明列于表 1.6-2 中。图中实线绘出亚稳的 Fe-Fe_3C 系；虚线和相应的一部分实线表示稳定的 Fe-C（石墨）系。在铁碳平衡图中所出现的单相区，除液相（L）外，还有碳在铁中的固溶体 α、δ、γ、渗碳体和 χ 碳化物。α 和 δ 分别称为铁素体和 δ 铁素体，它们是碳原子作为间隙式溶质溶于体心立方结构的 α-Fe 和 δ-Fe 所形成的固溶体。γ 称为奥氏体，它是碳溶于面心立方结构的 γ-Fe 形成的固溶体。超过溶解度的碳可能有两种存在形式：渗碳体或石墨。渗碳体是由铁与碳组成的化合物，其分子式为 Fe_3C，它是一种具有复杂点阵的间隙化合物，属于正交晶系。渗碳体的硬度很高（约为 800HB），塑性很差。在 230℃以下渗碳体可能转变为 χ 碳化物，由于临界温度很低，转变速度很慢，在忽略 Fe_3C 向 χ 碳化物转变的情况下，渗碳体可稳定保存到室温。在 Fe-C 平衡图中出现单质状态的碳，即石墨，它具有简单六方结构，原子排列呈层状，石墨的强度与塑性都极低。

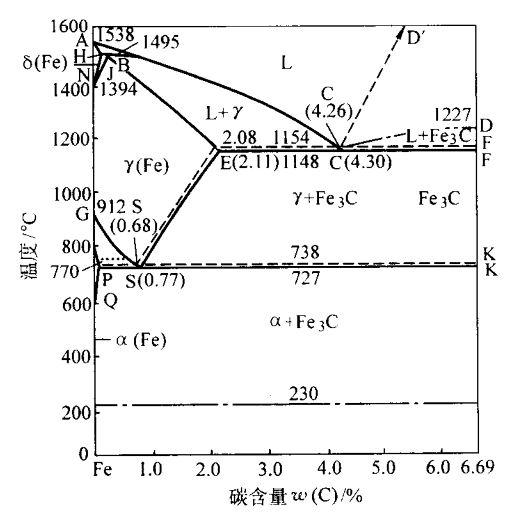


图 1.6-1　铁碳平衡图

表 1.6-1　铁碳平衡图中的特性点含义

特性点	温度/℃	碳含量(质量分数)/%	特性点的含义
A	1 538	0	纯铁的熔点
B	1 495	0.53	包晶转变时液相的成分
C	1 148	4.3	共晶点
D	1 227	6.69	渗碳体的熔点
E	1 148	2.11	碳在奥氏体中的最大溶解度
F	1 148	6.69	共晶渗碳体的成分点
G	912	0	α-Fe ⇆ γ-Fe 同素异构转变点（A_3）
H	1 495	0.09	碳在 δ 固溶体中的最大溶解度
J	1 495	0.17	包晶点
K	727	6.69	共析渗碳体的成分点



续表 1.6-1

特性点	温度/℃	碳含量(质量分数)/%	特性点的含义
N	1 394	0	γ-Fe ⇋ δ-Fe 同素异构转变点（A_4）
P	727	0.021 8	碳在铁素体中的最大溶解度
S	727	0.77	共析点
Q	600	0.008	碳在铁素体中的溶解度

表 1.6-2　热处理常用的临界温度符号及说明

符号	说　明
A_0	渗碳体的磁性转变点
A_1	在平衡状态下，奥氏体、铁素体渗、碳体共存的温度，即一般所说的下临界点，也可写为 A_{e1}
A_3	亚共析钢在平衡状态下，奥氏体和铁素体共存的最高温度，即亚共析钢的上临界点，也可写为 A_{e3}
A_{cm}	过共析钢在平衡状态下，奥氏体和渗碳体共存的最高温度，即过共析钢的上临界点，也可写为 A_{ecm}
A_4	在平衡状态下，δ 相和奥氏体共存的最低温度，也可写为 A_{e4}
A_{c1}	钢加热时，开始形成奥氏体的温度
A_{c3}	亚共析钢加热时，所有铁素体均转变为奥氏体的温度
A_{ccm}	过共析钢加热时，所有渗碳体完全溶入奥氏体的温度
A_{c4}	低碳亚共析钢加热时，奥氏体开始转变为 δ 相的温度
A_{r1}	钢高温奥氏体化后冷却时，奥氏体分解为铁素体和珠光体的温度
A_{r3}	亚共析钢高温奥氏体化后冷却时，铁素体开始析出的温度
A_{rcm}	过共析钢高温奥氏体化后冷却时，渗碳体开始析出的温度
A_{r4}	钢在高温形成的 δ 相冷却时，完全转变为奥氏体的温度
B_s	钢奥氏体化后冷却时，奥氏体开始分解为贝氏体的温度
M_s	钢奥氏体化后冷却时，其中奥氏体开始转变为马氏体的温度
M_f	奥氏体转变为马氏体的终了温度

Fe-Fe_3C 平衡图由包晶、共晶、共析三个基本反应组成：

1）在 1495℃发生包晶反应，$L_B + \delta_H \rightleftharpoons r_J$，冷却时反应结果形成奥氏体。

2）在 1 148℃（ECF 线）发生共晶反应，$L_c \rightleftharpoons \gamma_E + Fe_3C$，冷却时反应结果产生奥氏体与渗碳体组成的两相共晶体，称为莱氏体，其形态是呈颗粒状的奥氏体分布在渗碳体的基体上。

3）在 727℃（PSK 线）发生共析反应，$r_s \rightleftharpoons \alpha_p + Fe_3C$，冷却时反应结果生成共析体，它为铁素体与渗碳体的两相弥散混合组织，称为珠光体。其转变温度称为 A_1 温度。

此外，Fe- Fe_3C 平衡图中还有几条重要的固态转变线：

1）GS 线　奥氏体开始转变成铁素体或铁素体全部转变成奥氏体的转变线，称 A_3 温度。

2）ES 线　碳在奥氏体中的溶解度线，称 A_{cm} 温度。低于此温度时，奥氏体中将析出渗碳体，称为二次渗碳体，以区别于从液态析出的一次渗碳体。

3）PQ 线　碳在铁素体中的溶解度线，在 PQ 线以下铁素体中均有析出渗碳体的可能性，通常称此类渗碳体为三次渗碳体。

4）NJ 线　奥氏体开始转变成 δ 铁素体或 δ 铁素体全部转变成奥氏体的转变线，称 A_4 温度。

5）770℃水平线　表示铁素体的磁性转变温度，称 A_2 温度。在此温度以下铁素体呈铁磁性。

6）ABCD 线为合金的液相线。

7）AHJE 为合金的固相线。

3　珠光体转变

珠光体转变是钢中过冷奥氏体在过冷度不大的条件下发生的共析转变。转变产物由铁素体和渗碳体组成，通常呈片层状，如图 1.6-2 所示。

珠光体转变是扩散型相变。在转变过程中，化学成分均匀的奥氏体分解为高碳的渗碳体和低碳的铁素体时，不仅需要铁原子点阵的重构，而且需要碳原子的重新分配。

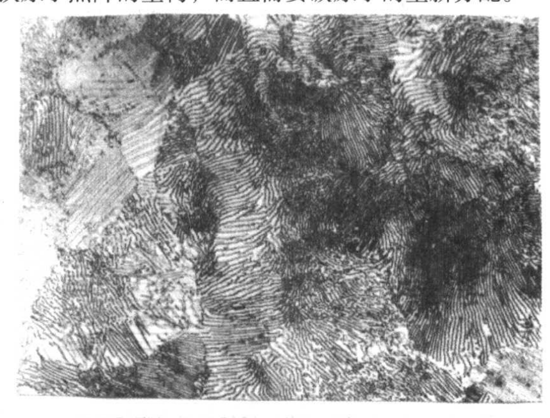


图 1.6-2　片状珠光体组织　×500

其反应为：

$$\gamma\text{-Fe}(0.77\%C) \underset{加热}{\overset{冷却}{\rightleftharpoons}} \alpha\text{-Fe}(0.02\%C) + Fe_3C(6.64\%C)$$

这种重新分配是由碳原子的长程扩散来实现的，在合金钢中还需要合金元素的重新分配和合金元素原子的扩散。共析分解的过程受到原子扩散的控制。

珠光体片层的厚度和完整性皆取决于过冷度。在连续冷却的条件下，取决于冷却速度。片层间距（S）为相叠的铁素体和渗碳体厚度之和。此类共析产物按片层间距之大小又分为三种：珠光体、索氏体和托氏体。S =（1 500 ~ 4 500）× $10^{-7}\mu m$，用光学显微镜可辨出片层的，称为珠光体（这一名词又是上述三种共析产物的统称）；S =（800 ~ 1 500）× $10^{-7}\mu m$，称为索氏体；S =（300 ~ 800）× $10^{-7}\mu m$，称为托氏体（又称屈氏体）。随片层减薄，渗碳体片变弯曲。

在特定条件下，钢中奥氏体共析分解产物中渗碳体可以成为颗粒状，分布在铁素体基体上，完全失去片层组织的特征，称为粒状（球状）珠光体。当过冷度不很大时，珠光体核一般在奥氏体晶粒界上形成。渗碳体或铁素体都可领先形核。图 1.6-3 示出渗碳体作为领先相在晶界形核并长到一定尺寸的情形。

如图 1.6-3 所示，渗碳体形核后，通过碳的扩散，渗碳体片长大，同时使渗碳体周围的奥氏体碳浓度降低（见图 1.6-3a）。当碳浓度降低到足以形成铁素体时，就在渗碳体的两侧形成铁素体片（见图 1.6-3b）。当渗碳体片的两侧均生成铁素体片后，渗碳体片停止增厚，仅向前延伸、长大，而铁素体片继续增厚。由于铁素体中不能溶解大量的碳，因此当铁素体长大时，其周边的奥氏体中的碳浓度不断增加



（见图 1.6-3c），于是在铁素体片旁又形成新的渗碳体片。如此交替地成核、长大，就形成了片层状组织。位向相同的片层状组织成为珠光体团。在珠光体团长大的过程中，也可以产生不同位向的渗碳体核（见图 1.6-3d），形成另一位向的珠光体团（见图 1.6-3e）。这样在同一奥氏体晶粒内可以产生多个不同位向的珠光体团。珠光体转变的主要特点是：

1）在 A_1 温度以下的高温区进行，对非合金钢约在 550～720℃。

2）是渗碳体和铁素体交替组成的片层状组织，为共析转变。

3）在渗碳体和铁素体形核与长大的过程中，必须依靠碳的扩散，是扩散型相变。

4）珠光体的形核率随转变温度的降低而增大，而原子的扩散随转变温度的降低而困难，故珠光体转变的温度-时间曲线呈 C 字形。

亚共析钢中奥氏体分解时，在发生珠光体转变以前，先析出铁素体（见图 1.6-4）。过共析钢中则先析出碳化物。

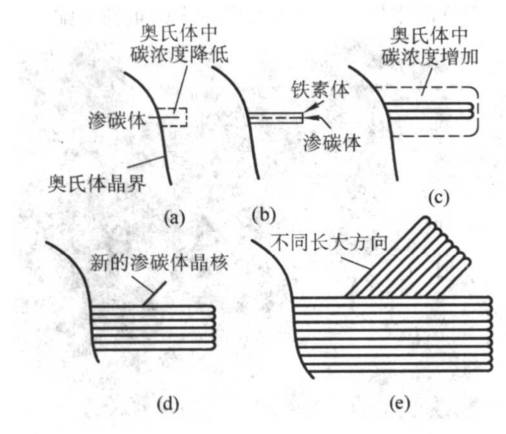


图 1.6-3　片层状的珠光体组织形成机理示意图

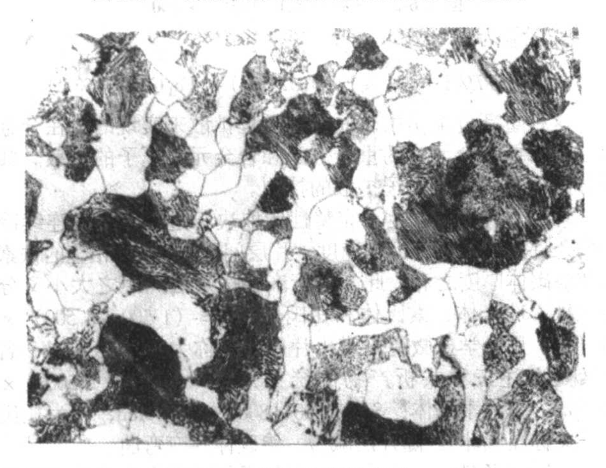


图 1.6-4　铁素体-珠光体组织　×500

4　贝氏体转变

贝氏体转变是钢的过冷奥氏体在中温区（珠光体转变和马氏体转变的温度范围之间）发生的转变。钢铁热处理理论的奠基者美国人贝茵（E.C.Bain）在 1930 年首先发表了这种转变产物的光学金相照片，后来人们把这种转变产物命名为贝氏体。1939 年，美国人梅尔（R.F.Mehl）把在这个温度范围上部的转变产物称为上贝氏体，在这个温度范围下部的转变产物称为下贝氏体。关于贝氏体的定义和转变机制，是固态相变理论发展中最有争议的领域之一。它形成了两个对立的学派，即以柯俊为代表的切变学派和以美国人阿洛申（H.I.Aaronson）为代表的扩散学派，有些中间学派认为上贝氏体的形成机制接近于共析分解，下贝氏体接近于马氏体相变。

钢中贝氏体转变具有以下公认的特征：

1）有表面浮凸效应；

2）碳原子进行扩散；

3）较马氏体转变速度慢；

4）新、旧相之间有一定的晶体学关系。

由于贝氏体形成温度区间宽，钢的化学成分对组织形态的影响复杂，使贝氏体的组织形态多样化，关于贝氏体组织形态的分类，存在各种不同的依据，从而形成许多命名。

通常人们多以组织形态和碳化物分布对贝氏体命名。在文献中经常见到的与钢的力学性能密切相关的有上贝氏体、下贝氏体、无碳化物贝氏体和粒状贝氏体。

4.1　上贝氏体

上贝氏体由板条状铁素体和渗碳体组成。铁素体作为领先相在奥氏体晶界形核，然后向一侧奥氏体晶内长大，铁素体呈长条状。靠近原奥氏体晶界处（形核部位）板条较宽，前端较窄，呈羽毛状，又称羽毛状贝氏体，如图 1.6-5 所示。由于上贝氏体形成的温度较高，碳的扩散速度较快，碳由铁素体扩散到奥氏体，碳化物在铁素体片之间析出，碳化物的析出方向与贝氏铁素体的板条方向平行。

奥氏体的过冷度愈大，上贝氏体形成的温度愈低，铁素体的形核率愈高，板条的数量愈多。同时，碳的扩散系数愈小，渗碳体的尺寸愈小。



图 1.6-5　上贝氏体组织　×500

4.2　下贝氏体

下贝氏体也是由铁素体和渗碳体组成，其显微组织呈针状，如图 1.6-6 所示。下贝氏体的形成温度较上贝氏体低，因此碳向奥氏体中扩散困难。此时碳在铁素体中扩散尚可进行，碳化物以细小的颗粒在铁素体内析出，碳化物的分布与铁素体的长轴成 55°～60°角。

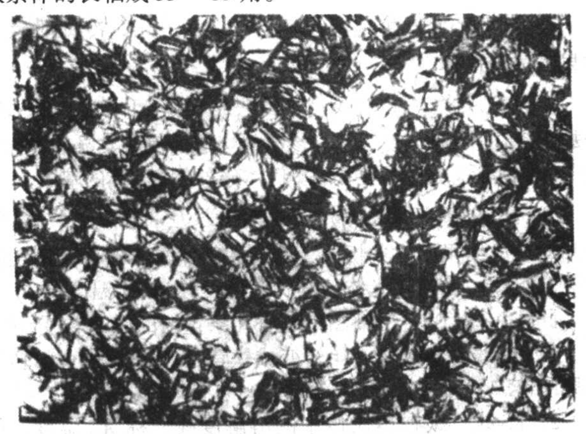


图 1.6-6　下贝氏体组织　×500



4.3 无碳化物贝氏体

上、下贝氏体均由铁素体和碳化物两相组成。硅可以抑制碳化物的析出。若钢中含有一定量的硅，则贝氏体由铁素体和富碳奥氏体组成。奥氏体分布在铁素体板条之间，这种贝氏体称作无碳化物贝氏体。

4.4 粒状贝氏体

粒状贝氏体的组织特征是在贝氏铁素体基体上有呈方向性排列的岛状富碳奥氏体或其冷却转变产物，通常为马氏体，简称为 M/A 组织。由于小岛呈粒状，故称粒状贝氏体。该组织在中、低碳合金钢中以较慢冷速的条件下出现。由于冷速较慢，碳有足够的时间由 α/γ 相变前沿向 γ 内扩散，导致残余奥氏体中碳含量提高，奥氏体稳定化。贝氏体进一步转变，将稳定化的奥氏体包围。在随后的冷却过程中残余奥氏体转变为马氏体或保留到室温，以残余奥氏体的形式存在，如图 1.6-7 所示。



图 1.6-7 粒状贝氏体组织图 ×800

5 马氏体相变

马氏体是将钢加热到形成奥氏体的温度后迅速冷却得到的能使钢变硬、增强的一种淬火组织，是碳在 α-Fe 中的过饱和固溶体，为体心正方结构。1895 年法国人奥斯蒙 (F. Osmond) 为纪念德国冶金学家马滕斯（A. Martens），把这种组织命名为马氏体。

马氏体相变是无扩散相变，新相（马氏体）承袭了母相的化学成分和原子序态。马氏体相变时原子有规则地保持其相邻原子间的相对关系进行位移，这种位移是切变式的（见图 1.6-8）。原子位移的结果产生点阵应变（见图 1.6-9）。这种切变位移不但使母相点阵结构改变，而且有形状变化。如图 1.6-10 所示，在母相的自由表（平）面上，转变成马氏体的那块面积发生一定角度的倾斜，并仍保持为平面。由此带动邻近的母相呈山峰状凸起（另一侧下凹），原始态表面的直线刻痕转入新相后在界面处不断开，保持连续。

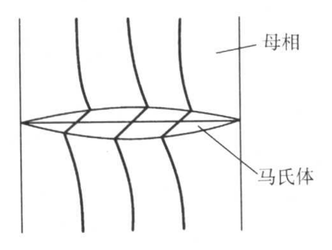


图 1.6-8 切变式位移示意图

由于马氏体相变时原子规则地发生位移，使新相（马氏体）和母相之间始终保持一定的位向关系。在铁基合金中由

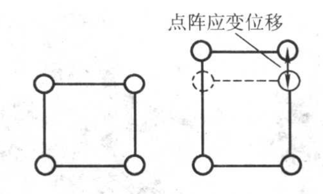


图 1.6-9 原子位移产生点阵应变

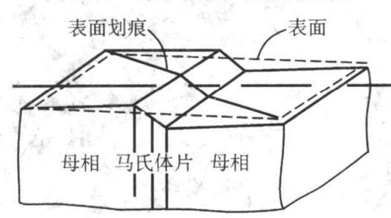


图 1.6-10 马氏体的形成在试样表面引发的倾动和表面刻痕的变化

面心立方母相 γ 变为体心立方马氏体时具有著名的 Курдюмов-Sachs 关系（简称 K-S 关系）$(111)_{\gamma}$ // $(011)_{M}$ $[\bar{1}01]_{\gamma}$ // $[\bar{1}\bar{1}1]_{M}$。必须有足够的奥氏体过冷度才能产生点阵切变，形成马氏体。转变开始温度定义为 M_s。碳和置换合金元素增加奥氏体的切变抗力，降低 M_s。中碳钢中合金元素与 M_s（℃）的关系式如下：

$$M_s = 539 - 423C - 30.4Mn - 12.1Cr - 17.7Ni - 7.5Mo$$

式中，元素以质量分数表达。

钢中有板条状和片状两种马氏体显微组织。M_s 点较高的中、低碳钢，形成板条马氏体。如图 1.6-11 所示，在光学显微镜下成小捆状。高碳钢的 M_s 点低，形成片状马氏体。其三维图为片状，在经抛光、浸蚀的断面上为针状，见图 1.6-12。



图 1.6-11 板条马氏体组织 ×200

在一般合金的马氏体相变中，马氏体形成量只是温度的函数。即随着温度的下降，马氏体的形成量增大，称为变温马氏体，如图 1.6-13 所示（图中 f 为马氏体的形成量、T_q 为淬火介质的温度）。在有些合金（Fe-Ni-Mn）中马氏体的形成量却是时间的函数，即在一定的温度下，随时间的延长，马氏体形成量增多，称为等温马氏体，如图 1.6-14 所示（图中% 指马氏体形成量）。一些高碳高合金钢，例如高速钢、轴承钢，主要形成变温马氏体，但在一定条件下也能形成等温马氏体。这两类马氏体在本质上可能是一致的，不过在变温马氏体形成时母相不易继续相变（稳定化），必须降温，增加相变的驱动力才能继续形成马氏体。一定的应力和形变作为附加的驱动力，会促使马氏体的形成，但过量的形变又会阻碍马氏体相变的进行（力学的稳定化）。



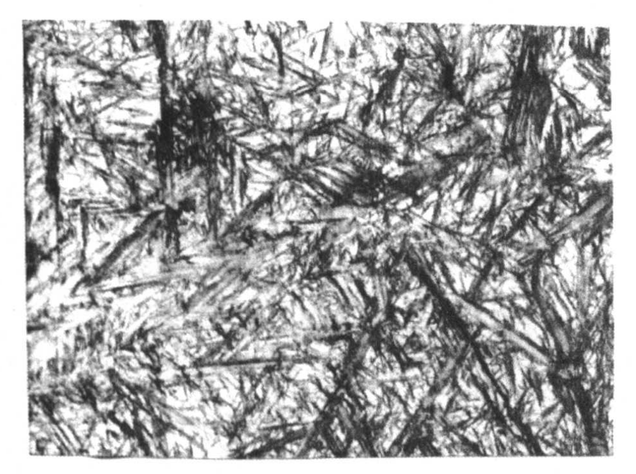


图 1.6-12 针状马氏体组织 ×500

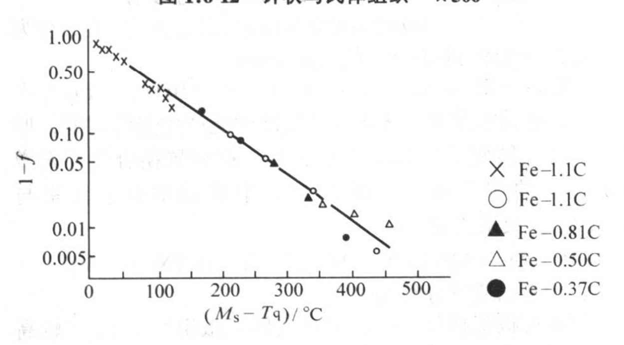


图 1.6-13 碳钢变温马氏体的形成

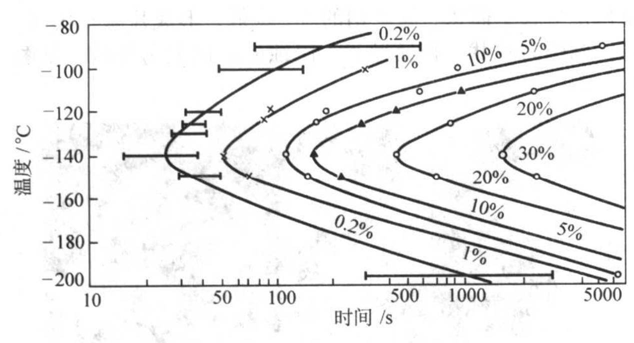


图 1.6-14 Fe-Ni-Mn 合金等温马氏体的形成

从奥氏体转变为马氏体后，钢的力学性能将发表显著的变化。钢经淬火后获得的马氏体组织，硬度显著提高，而脆性也增加。钢中马氏体的硬度主要是随碳含量的增加而提高，但当碳含量（质量分数）约增至0.6%～0.7%后，硬度几乎不再随之提高；钢中合金元素含量不太高时，对钢完全淬成马氏体后的硬度没有显著影响，如图 1.6-15 所示。由于马氏体很脆，所以淬火后未经回火的钢冲击韧性很低。马氏体针的大小对冲击韧性的影响很大，马氏体针愈粗大，冲击韧性就愈低，故以隐晶马氏体组织的韧性较佳。由于淬火组织中存在很大的内应力，所以在实际应用时，需要在淬火后进行回火处理，以获得较好的综合力学性能。

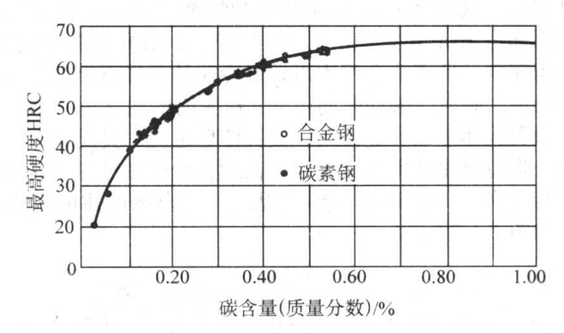


图 1.6-15 淬火钢的最大硬度与碳含量的关系

在淬火组织中或多或少的有一些残余奥氏体。当少量（体积分数约10%以下）残余奥氏体与马氏体共存时，并不显著降低钢的硬度。但当残余奥氏体量较高时，则对钢的性能有明显影响，例如降低工件的硬度及耐磨性等。一部分不太稳定的残余奥氏体，虽然在低温回火时并未转变为马氏体，但在工件长期使用过程中仍可发生转变，引起精密工具或零件尺寸的变化。这些都是残余奥氏体对钢的性能不利影响的一面。但在另一方面，残余奥氏体具有缓和应力集中、提高钢的韧性和降低韧脆转变温度等作用，因此又常利用残余奥氏体的存在，采取新的工艺，发展性能优良的低温用钢以及高韧性钢。

马氏体相变规律在工业上的应用，已有显著效果。除马氏体强化普遍应用于钢铁外，在钢铁热处理中还利用相变规律来控制变形，改善性能。人们目前对铁基合金的成分、马氏体形态和力学性质之间的关系已有较明晰的认识，具备位错亚结构的低碳型（条状）马氏体有一定的强度和良好的韧性，具备孪晶亚结构的高碳型（片状）马氏体有很高的强度但韧性很差。低碳马氏体已在工业上有较大量的应用。形变热处理的应用，以及马氏体时效钢（含碳量（质量分数）约0.02%）的创制都是利用低碳马氏体的良好韧性。

编写：刘正才（钢铁研究总院）

第7章 钢的基础热处理

钢的热处理是利用固体相变规律，经过一定的加热、保温、冷却工艺以及与塑性变形相结合的工艺，获得一定的组织结构和与之相应的物理、化学和力学性能，特别是综合力学性能的技术。加热温度、保温时间、冷却速度和介质的物理化学性质是钢热处理工艺的四个基本参数。

热处理技术可以分为三大类：基础热处理、化学热处理和形变热处理。

基础热处理，又称一般热处理，是单纯利用温度变化改善钢的组织与性能的处理方法。

1）退火　把钢加热到临界点以上温度，获得高温相，然后缓慢冷却，使钢在接近平衡的条件下发生固态相变，以改善钢在凝固、范性形变、焊接或以前的热处理过程中产生的组织；也可以把钢加热到不发生相变的温度，使钢得以消除内应力，或使经受冷变形的钢发生回复和再结晶。退火是使钢内部组织趋近于平衡状态的热处理。若在获得高温相后以中速进行冷却，使钢获得比退火组织较细的组织，以达到与退火相似的效果，同时起着提高性能的作用，则称为正火。

2）淬火　把钢加热到临界点以上温度，获得高温相，然后急剧冷却，获得不平衡组织，以保持高温相或形成亚稳相，借以利用高温相的良好性能，并为下一步热处理进行准备。例如在高温下只发生第二相溶解（基体不发生相变），然后急冷，将高温固溶状态保留到室温，则称为固溶热处理。

3）回火　淬火的后继处理。把淬火后的不平衡组织，加热到临界点以下温度，使钢重新趋近于平衡的组织，并且控制相变的进程，使钢获得适宜的组织和性能。经固溶处理后在室温或通过加热到某个较低温度以促进第二相脱溶的工艺，则称为时效处理。

化学热处理是利用钢中的扩散和合金相的形成等规律，使钢在特定的可控介质中，从表面渗入不同元素，改变钢表面层的化学成分（本章未标明者均为质量分数）和组织结构，并可在随后的热处理中使钢发生所需要的相变，以改善其化学、物理或力学性能的方法。通常渗入的元素有：碳、氮、硼、硫、铝、铬、硅、钒、钛等，也可以同时渗入多种元素。化学热处理可以在气态、液态或固态介质中进行。

形变热处理是在钢塑性加工过程中，利用钢范性形变与相变规律，特别是形变与相变的动态交互作用，控制钢的内部组织，提高其综合性能。目前重要的工艺发展有控制轧制和锻后余热淬火。这些工艺既提高钢的性能，又降低能源消耗。

本章只简要叙述钢的基础热处理。有关钢铁热处理的详细论述见本大典材料热处理工程。

1　钢在加热时的转变

奥氏体化是将钢加热至临界点以上形成奥氏体的过程。在进行退火、正火和淬火等热处理时，几乎都要先将钢加热到临界温度以上，使钢奥氏体化和均匀化。

非合金钢和低合金钢在近平衡状态下室温的组织分为三类：亚共析钢——先共析铁素体加珠光体；共析钢——珠光体；过共析钢——先共析渗碳体加珠光体。在加热时，在临界点 A_{c1}，三类钢中都发生珠光体向奥氏体的转变（P→A）。随温度继续升高，先共析铁素体和先共析渗碳体不断向奥氏体转变（F→A，cm→A），到临界点 A_{c3}（亚共析）或 A_{cm}（过共析）时全部转变为奥氏体。在完成上述相转变过程之后，还要发生奥氏体晶粒的长大。

珠光体向奥氏体的转变是钢奥氏体化时最重要的一个相转变，它又由三个分步骤组成：

1）奥氏体形成　奥氏体核在铁素体与渗碳体的相界面上形核，在生长过程中，界面向铁素体方向的推移速度大于渗碳体方向，因而铁素体将首先消失。一般把自奥氏体核出现至铁素体消失这段过程称为奥氏体形成。

2）碳化物溶解　奥氏体形成后，剩余的渗碳体溶入奥氏体。

3）成分均匀化　碳化物溶解完了后，在原碳化物的领地内，碳和碳化物形成元素的浓度高。在高温下保温可使成分逐渐均匀化。

为研究温度对 P→A 转变速度的作用，常采用奥氏体等温形成法，即将共析钢试样快速加热到相变点 A_1 以上不同的设定温度（加热过程中无相变），保温，观察奥氏体的形成，记录上述三个步骤的起始和完成时间，作为奥氏体等温形成图，用以表示过热度对奥氏体形成速度的影响。

图 1.7-1 是共析非合金钢的奥氏体等温形成图。P 区是过热的珠光体，尚未开始形成奥氏体核。P + A 区中进行上述第 1）分步骤，奥氏体与珠光体并存。A + Fe_3C 区内进行上述第 2）分步骤，渗碳体溶入奥氏体。右上方奥氏体区分为非均匀（左、下）和均匀（右、上）两部分，显然，它们之间的分界是不明确的，温度越高，时间越长，成分越均匀。等温温度，即相变的过热度，对奥氏体形成速度影响很大。在 A_1 附近 P－A 的完成时间为 10^4 s 数量级，而在 740～760℃仅需 10 s 左右。温度对碳化物的溶解，尤其是均匀化速度的影响更显著，在低温区，均匀化实际是不可能的。

钢的原始组织对奥氏体化过程有一定影响。珠光体的分散度越大，则奥氏体的形核率越高，转变速度越快。同理，贝氏体、马氏体组织加热时奥氏体形成速度更快。

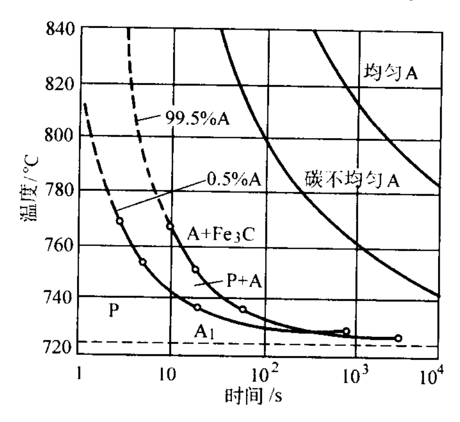


图 1.7-1　共析非合金钢的奥氏体等温形成图

加热时所得到的奥氏体实际晶粒的大小，对冷却后钢的组织和性能有很大的影响。一般地说，粗大的奥氏体实际晶粒往往导致冷却后获得粗大的组织，而粗大的组织又往往相应地具有较低的塑性和韧性。就冲击韧性而言，普通非合金钢和低合金钢的奥氏体晶粒度每细化一级，冲击韧度能提高 19.6～39.2 J/cm^2，同时韧脆转化温度可降低 10℃以上。因此，在热处理时应严格控制奥氏体晶粒大小，以获得良好的综合性能。

细化晶粒已成为强化金属材料的重要手段之一。获得超细化晶粒，可以同时提高钢的强度和韧性。

测定晶粒度常用比较法和统计法。比较法测定晶粒度是根据 YB27—77 级别图与之相比较。标准晶粒度分 8 级，1～4 级属粗晶粒，5～8 级属细晶粒，8 级以上的 10～13 级为超细晶粒。此法均在 100 倍显微镜下进行观察。晶粒度级别 N 与晶粒大小之间符合 $n=2^{N-1}$ 或 $n'=2^{N-3}$ 的关系，式中 n 为在放大 100 倍下进行观察时，每 6.45 mm^2 视野中的平均晶粒数；n' 为实际每 1 mm^2 面积中的平均晶粒数。统计法实际为测定晶粒的平均直径法。表 1.7-1 为晶粒度与其他晶粒大小表示法的比较。

表 1.7-1 晶粒度与其他晶粒大小表示法的比较

晶粒号数	放大 100 倍时，每 6.45 mm^2 面积所含的晶粒数目			实际每 1 mm^2 面积中平均含有的晶粒数	平均每一晶粒所占面积/mm^2	计算的晶粒平均直径/mm
	最多	最少	平均			
-3①	0.09	0.06	0.06	1	1	1.00
-2①	0.19	0.09	0.12	2	0.5	0.707
-1①	0.37	0.17	0.25	4	0.25	0.500
0	0.75	0.37	0.5	8	0.125	0.353
1	1.5	0.75	1	16	0.062 5	0.250
2	3	1.5	2	32	0.031 2	0.177
3	6	3	4	64	0.015 6	0.125
4	12	6	8	128	0.007 8	0.088
5	24	12	16	256	0.003 9	0.062
6	48	24	32	512	0.001 95	0.044
7	96	48	64	1 024	0.000 98	0.031
8	192	96	128	2 048	0.000 49	0.022
9	384	192	256	4 096	0.000 244	0.015 6
10	768	384	512	8 192	0.000 122	0.011 0
11	1 536	768	1 024	16 384	0.000 061	0.007 8
12	3 072	1 536	2 048	32 768	0.000 030	0.005 5

① 为了避免在晶粒号前出现“-”号，有人把-3、-2、-1 等晶粒号改为 0000、000、00 号。

奥氏体起始晶粒度取决于形核率 N 和长大速度 G 的比值 N/G，此值愈大，奥氏体起始晶粒就愈小。其次，在起始晶粒形成之后，钢的实际晶粒则取决于奥氏体在继续保温或升温过程中的长大倾向，而奥氏体晶粒长大倾向又与起始晶粒的大小、均匀性以及晶界能有关。晶粒大小愈不均匀，曲率半径愈小，表面弯曲度愈大，则界面能愈大，晶粒长大的倾向性就愈大。

此外，奥氏体的实际晶粒度还受加热温度、保温时间、钢的成分以及第二相颗粒的大小、多少、性质、原始组织和加热速度等的影响。

1）加热温度和保温时间的影响　晶粒长大和原子的扩散密切相关，温度愈高，相应的保温时间愈长，原子的活动能力愈大，扩散愈容易进行，奥氏体晶粒亦将愈粗大。

2）加热速度的影响　加热速度实质上是过热度问题。过热度愈大，即成核率与成长速度之比越大，将获得细小的起始晶粒。虽然如此，但高温下奥氏体晶粒极易长大，因此，在高温下不能有长的保温时间。

3）钢中碳含量的影响　在钢中碳含量不足以形成未溶解的碳化物时，碳含量增高，奥氏体的晶粒容易长大而粗化。当形成未溶解的二次渗碳体时，因奥氏体晶粒长大受第二相的阻碍作用，使奥氏体晶粒长大的倾向反而减小。

4）脱氧剂及合金化元素的影响　用铝脱氧的钢，晶粒长大的倾向小，这是因为钢中含有大量难溶的 AlN，阻碍了奥氏体晶粒长大。用硅和锰脱氧的钢，晶粒长大的倾向大。其他合金元素按阻碍奥氏体晶粒长大程度的不同，可以分为：有强烈阻碍晶粒长大作用的，例如铌、锆、钛、钽、钒和铝等；有中等阻碍作用的，例如钨、钼和铬等；稍有阻碍或无阻碍作用的，例如铜、镍、钴和硅等；有增大晶粒长大倾向的，例如碳（指溶入奥氏体中的）、磷和锰等。

5）原始组织的影响　钢的原始组织愈细、碳化物分散度愈大，所得到的奥氏体起始晶粒愈细小。但从晶粒长大的原理可知，起始晶粒愈细小，则钢的晶粒长大倾向性愈大，即钢的过热敏感性增大，生产上难于控制。所以原始组织极细的钢，不可用过高的加热温度和长的保温时间，而宜采用快速加热、短时保温的热处理工艺。

2 钢的过冷奥氏体转变

在共析温度 A_1 以下的奥氏体为过冷奥氏体。按热力学原理，过冷奥氏体居于不稳定状态，将发生相变。只有当转变使体系自由能降低，才能从一个状态自发地转变到另一状态。

如图 1.7-2 所示，系统内 α 相和 γ 相的自由能均随温度的升高而降低。当温度处于 T_C 时，两相的自由能相等，系统保持原状态，不发生相变，T_C 称为临界温度。当温度高于 T_C 时，则 α 相的自由能高于 γ 相，故 γ 相为稳定相，发生 α→γ 相变。当温度低于 T_C 时，则 γ 相的自由能高于 α 相，故 α 相稳定，发生 γ→α 相变。



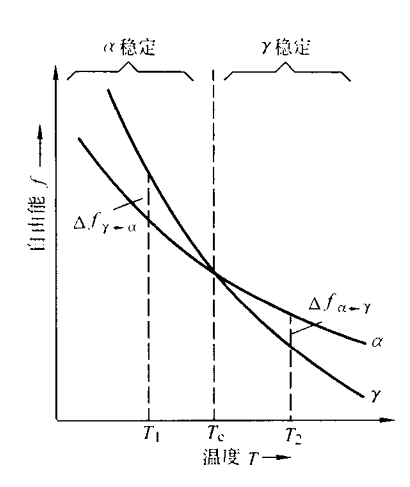


图 1.7-2　系统内相的自由能变化与温度的关系示意图

钢经加热、保温后，采用不同的冷却方式，使奥氏体过冷到临界温度以下的一定温度，开始发生相变，可得到一定的组织，获得所需要的性能。

过冷奥氏体转变图是钢中过冷奥氏体转变产物和转变量与温度、时间关系的综合动力学曲线图。它描绘出一个钢种加热形成奥氏体后，以不同冷却制度冷却下来的过程中，随着时间和温度改变所发生的分解转变现象。这种图以温度为纵坐标，时间的对数值为横坐标。图上标有所用试验钢样的钢种（号）、化学成分、原始金相组织或状态、奥氏体化温度及保温时间、奥氏体的实际晶粒度等，并绘有转变开始、终了或停止转变的温度－时间曲线，有时也标明不同转变产物的硬度和转变量的百分数等。图上一般标有钢的平衡临界温度 A_1 和 A_3 或升温临界温度 A_{c1} 和 A_{c3}，马氏体转变开始及终了温度 M_s 和 M_f，还有贝氏体转变开始温度 B_s 等。

（1）等温转变曲线

这种转变图最先是在 20 世纪 30 年代初，由达文波特（E.S.Davenport）和贝茵（E.C.Bain）将共析碳素钢奥氏体化后，迅速冷却到各选定的温度保温，测定其在该温度转变开始和终了所需的时间，转变终了后产物的硬度，并检查其金相显微组织，然后根据所得数据绘制成的曲线，称为时间－温度转变曲线，简称 TTT 曲线。最初由于其形状接近字母 S，也叫作 S 曲线。后来经过对多种合金钢的测试，证明这种曲线实际上是由上、下两组 C 形曲线和一组与横坐标平行的直线所组成（见图 1.7-3），因而也常称之为 C 曲线。由于这种图是根据在各恒定温度（等温）转变数据所绘制的，应更确切地称之为等温转变曲线图。在图中上一组 C 曲线所在温度范围内的转变为珠光体转变；下一组 C 曲线所在温度范围内的转变为贝氏体转变，横线下温度的转变则为马氏体转变。图 1.7-4 为共析钢的等温转变曲线。

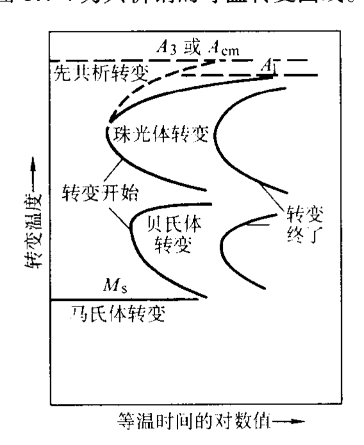
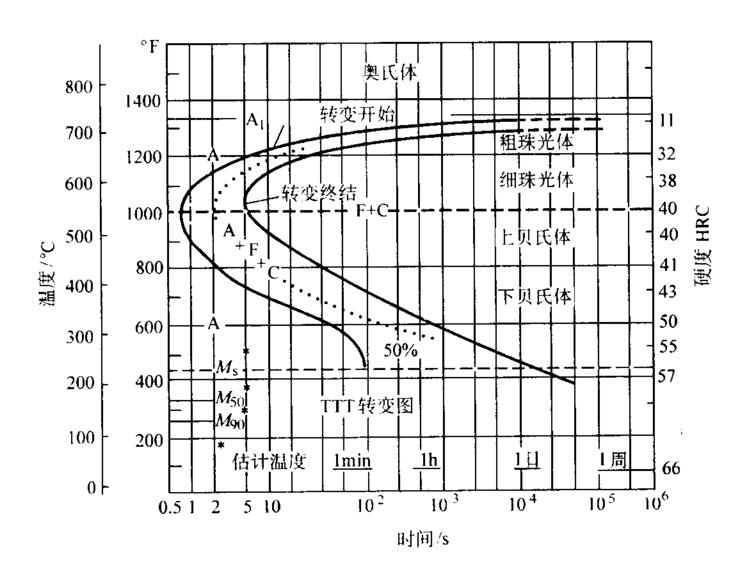


图 1.7-3　合金钢的典型等温转变曲线（TTT 曲线）



试样经 900℃奥氏体化，奥氏体晶粒度 ASTM 6 级

图 1.7-4　质量分数为 0.79%C 与 0.76%Mn 的碳素共析钢等温转变图

（2）钢的连续冷却曲线

钢的连续冷却曲线是钢奥氏体化后，在以不同冷却速度的连续冷却条件下，过冷奥氏体转变的开始和终了的时间与温度之间的关系曲线，简称 CCT 曲线。其测定绘制方法可采用热分析法、金相－硬度法、热膨胀法和顶端淬火法等。综合以上各法的结果，将各冷却曲线上意义相同的点连接起来，则成连续冷却曲线图，如图 1.7-5 所示。

图上一般还注明以各种冷却速度冷至室温后的显微组织，有时还注明其硬度值。

图 1.7-6 为合金钢的连续冷却曲线。

过冷奥氏体转变图对了解钢于奥氏体化后冷却过程中的变化具有重要的意义，它是各钢种的技术资料的重要组成部



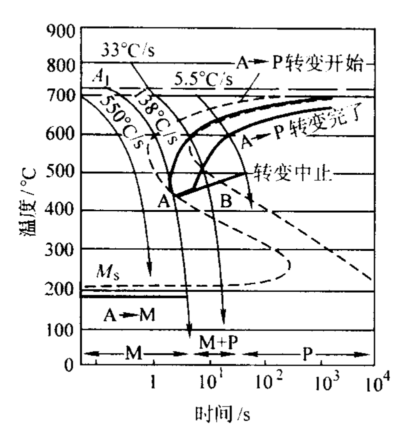


图 1.7-5　共析碳素钢的连续冷却转变曲线

– – 等温转变曲线；——冷却曲线；
—— 连续冷却转变曲线

分。从等温转变图，可以大致估计钢的淬透性，奥氏体化后在不同温度分解转变的产物及其性能等。根据连续冷却转变图，可以定性地甚至半定量地估计在热处理过程中工件因尺寸不同、奥氏体以不同冷却速率冷却后的性能。其他用途主要有：

1）正确制定淬火的冷却制度和选择淬火剂　淬火时冷却过快易使工件开裂和产生扭曲变形；冷却过慢又不易淬透，难以达到预期的效果。由过冷奥氏体转变图可以查到避免与图上转变开始曲线相交的最低淬火冷却速度，从而选定合适的淬火剂。万一因钢的淬透性过低或工件过大，不可能避免与转变开始曲线相交时，利用连续冷却转变图亦可估计工件不同部位产生的转变产物的类型和大致含量，从而粗略预测工件不同部位淬火后的性能。

2）制定分级淬火规范　从等温转变图（或连续冷却转变图）可以直接读出钢的等温转变开始曲线上最左点（习惯上叫它“鼻子”）的位置和 M_s 温度。淬火剂应能在淬火冷却过程中，使工件的冷却曲线避免与等温转变开始曲线相交。淬火剂温度则应选择在 M_s 温度附近。淬火时，工件冷至淬火剂温度后保温一定时间，然后取出，令其在空气中冷却，使工件全部获得马氏体组织，但又不产生过大的淬火应力，以避免工件开裂和产生扭曲变形的危险。在淬火剂温度的保温时间不宜过长，应不大于等温转变开始曲线在该温度的时间坐标所示的时间，以防止贝氏体的产生。

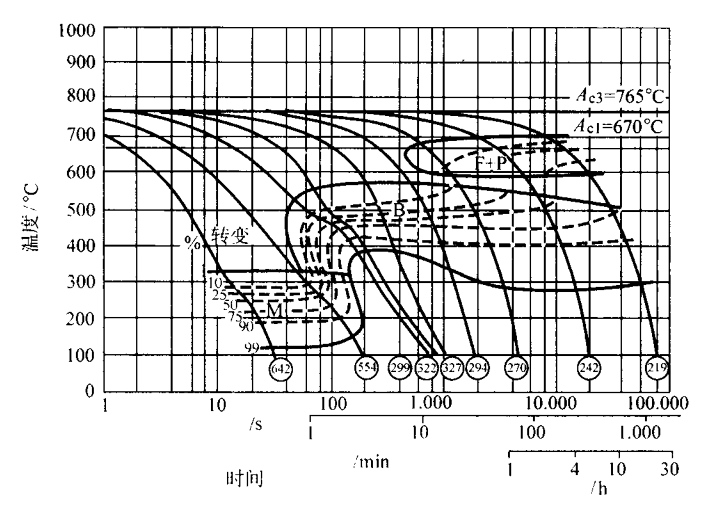


图 1.7-6　含 0.37%C，0.84%Mn，1.4%Ni 与 0.47Mo 钢的连续冷却转变图

（不同冷却速度所产生显微组织的维氏硬度（DPH）外加圆圈；
F，P，B 与 M 各标志铁素体、珠光体、贝氏体与马氏体）

3）制定等温淬火制度　参考等温转变图或连续冷却转变图上读出的 M_s 和 B_s 的温度选择等温淬火温度，并根据在所选定的等温条件下，转变开始的时间及开始和终了两曲线的时间间距，确定等温时间；等温保温终了后将工件在空气中进行冷却。这样，既可保证获得全部贝氏体组织，又可经济有效地确定等温保温时间。

4）制定经济合理的退火工艺制度　退火的目的之一是使过冷奥氏体在高温分解，发生转变，因而需要缓冷。从转变图上可以查得或估计过冷奥氏体在高温转变终了所需的最终时间，实行等温退火，待转变终了后即可较快地冷却下来，避免常规退火制度中采用的一直缓冷到较低温度时所需的过长时间。这样，既可提高热处理设备的利用率，又可节能。

3　退火

退火是将钢缓慢加热到一定温度，保持足够时间，然后以适宜速度冷却（通常是缓慢冷却，有时是控制冷却）的一种热处理工艺。目的是使经过铸造、锻轧、焊接或切削加工的材料或工件软化，改善塑性和韧性，使化学成分均匀化，去除残余应力，或得到预期的物理性能。退火工艺随目的不同而有多种，例如重结晶退火、等温退火、均匀化退火、球化退火、去应力退火、再结晶退火，以及稳定化退火、磁场退火等等。

退火的一个最主要工艺参数是退火加热温度，大多数合金退火加热温度的选择是以铁碳平衡图为基础（见图 1.7-7）。各种钢的退火温度视具体退火目的的不同而决定。

3.1　重结晶退火

这种退火方法，相当普遍地应用于钢，其工艺是：缓慢加热到 A_{c3}（亚共析钢）或 A_{c1}（共析钢或过共析钢）以上 30～50℃，保持适当时间，然后缓慢冷却下来。通过加热过程中发生的珠光体（或者还有先共析的铁素体或渗碳体）转变为奥氏体（第一回相变重结晶）以及冷却过程中的与此相反的第二回相变重结晶，形成晶粒较细、组织均匀的珠光体（或者还有先共析铁素体或渗碳体）。退火温度在 A_{c3} 以上（过共析钢）使钢发生部分的重结晶，称为完全退火。退火温度在 A_{c1} 与 A_{c3} 之间（亚共析钢），A_{c1} 与 A_{cm} 之间（过共析钢），使钢发生部分的重结晶者，称为不完全退火。前者主要用于亚共析钢的铸件、锻轧件、焊件，以消除组织缺陷



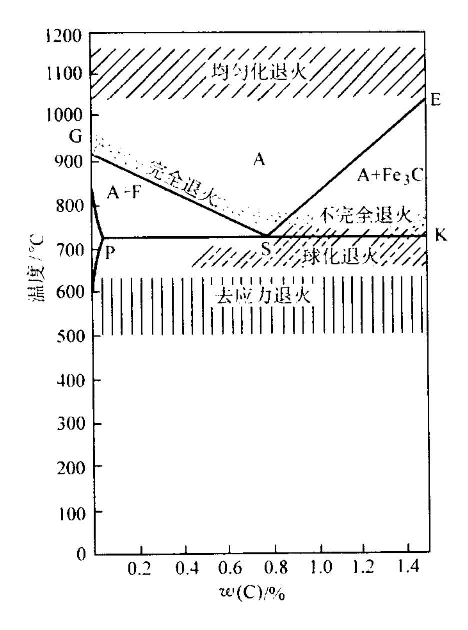


图 1.7-7　非合金钢主要退火工艺在铁碳平衡图中的温度位置

(例如魏氏组织、带状组织等)，使组织变细和变均匀，以提高钢件的塑性和韧性。后者主要用于中碳和高碳钢及低合金结构钢的锻轧件。此种锻、轧件若锻、轧后的冷却速度较大时，形成的珠光体细，硬度较高；若停锻、停轧温度过低，钢件中还有大的内应力。此时可用不完全退火代替完全退火，使珠光体发生重结晶，同时也降低硬度，消除内应力，改善被切削性。此外，退火温度在 A_{c1} 与 A_{cm} 之间的过共析钢球化退火，也是不完全退火。

3.2　等温退火

一种控制冷却的退火方法。缓慢加热到 A_{c3}（亚共析钢）或 A_{cm}（过共析钢）以上不高的温度，保温一段时间，使钢奥氏体化，然后迅速移入温度在 A_1 以下不多的另一炉内，等温保持直到奥氏体全部转变为片层状珠光体（亚共析钢还有先共析铁素体；过共析钢还有先共析渗碳体）为止，最后出炉在空气中进行冷却。

具体温度和时间，主要根据退火后所要求的硬度来确定。等温温度不可过低或过高，过低退火后硬度偏高；过高等温保持时间需要延长。钢的等温退火的目的，与重结晶退火基本相同，但工艺操作和所需设备都比较复杂，所以通常主要是应用于过冷奥氏体在珠光体型相变温度区间转变相当缓慢的合金钢。采用等温退火缩短生产周期，并能使整个工件获得更为均匀的组织和性能。等温退火也可在钢的热加工的不同阶段使用。例如，若让空冷淬硬性合金钢由高温空冷到室温时，当心部转变为马氏体之时，在已发生了马氏体相变的外层就会出现裂纹。若将该类钢的热钢锭或钢坯在冷却过程中放入 700℃左右的等温炉内，保持等温直到珠光体相变完成后，再出炉空冷，则可免生裂纹。图 1.7-8 为钢的完全退火、不完全退火和等温退火的工艺示意图。

3.3　均匀化退火

均匀化退火亦称扩散退火，是将铸锭或铸件加热到各该合金的固相线温度以下的某一较高温度，长时间保温，然后缓慢冷却。均匀化退火是使合金中的元素扩散，减轻化学成分的不均匀性（偏析）。均匀化退火温度高是为了加快合金元素的扩散。合金钢的均匀化退火温度通常是 1 050～1 200℃。

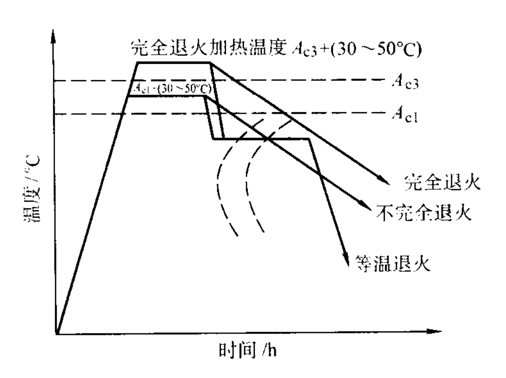


图 1.7-8　完全退火、不完全退火和等温退火工艺

3.4　球化退火

球化退火是将钢加热到稍低于或稍高于 A_{c1} 温度或者使温度在 A_1 上下周期变化，然后缓冷。目的在于使珠光体内的片状渗碳体变为粒状，均匀分布于铁素体基体中（这种组织称为球化珠光体）。具有这种组织的中碳钢和高碳钢硬度低、被切削性好、冷形变能力大。对工具钢来说，这种组织是淬火前最好的原始组织。

球化退火的具体工艺有：

1）普通（缓冷）球化退火（图 1.7-9a）　适用于多数钢种，尤其是装炉量大时，操作比较方便，但生产周期长。

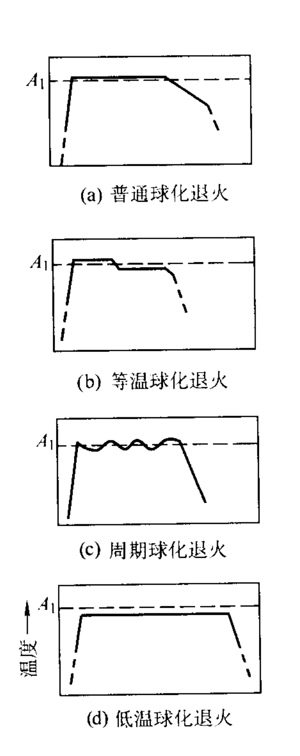


图 1.7-9　球化退火工艺曲线示意图

2）等温球化退火（图 1.7-9b）　适用于多数钢种，特别是难以球化的钢以及球化质量要求高的钢（例如滚动轴承钢），其生产周期比普通球化退火短。

3）周期球化退火（图 1.7-9c）　其生产周期比普通球化退火短，不过在装炉量大的条件下，很难控制温度。

4）低温球化退火（图 1.7-9d）　适用于经过冷形变加工的钢及淬火硬化的钢（后者通常称为高温软化回火）。



3.5 再结晶退火

将经过冷变形的工件加热到再结晶温度以上，保温一段时间后缓慢冷却的退火工艺。目的是使内部组织变为细小的等轴晶粒，消除形变硬化，恢复塑性形变的能力。

3.6 去应力退火

铸、锻、焊件在冷却时由于各部位冷却速度不同而产生内应力。钢在冷变形加工中以及工件在切削加工过程中也产生内应力。若内应力较大而未及时予以去除，常导致工件变形甚至形成裂纹。去应力退火是将工件缓慢加热到较低温度保温一段时间，使内部发生驰豫，然后缓冷下来。去应力退火并不能将内应力完全去除，而只是部分去除，从而消除它的有害作用。

4 正火

正火是将钢件加热到临界点 A_{c3}（亚共析钢）或 A_{cm}（共析钢、过共析钢）以上的温度，保温一定的时间，然后在空气中冷却的热处理工艺。其工艺简单，操作方便，生产周期短，成本低，是一种经济的热处理工艺。它可作为预备热处理，亦可作为最终热处理而广泛应用于工业生产。

从实质上说，钢的正火是钢退火的一种特殊情况。由于正火的冷却速度比退火的冷却速度快，所获得的珠光体片层间距较小，组织较细，因而其硬度和强度也较高。

正火只适用于非合金钢和低、中合金钢，而不适用于高合金钢。因为高合金钢的奥氏体非常稳定，在空气中冷却将得到马氏体组织。对共析非合金钢来说，正火可得到索氏体组织。对亚共析或过共析钢，正火组织中还有先共析铁素体或先共析渗碳体，但与相应的退火组织比较，先共析相的量较少。

正火主要是为了改善钢的品质，包括：

1）对于低碳钢和低合金钢，正火可以提高其硬度，以改善其切削性。

2）对于中碳钢，正火可代替调质处理，为高频淬火做组织准备，并可减少钢件的变形和降低加工成本。

3）对于高碳钢，正火可消除网状渗碳体组织，便于球化退火。

4）对于大型钢锻件或截面有急剧变化的钢铸件，可用正火代替淬火，以减少变形开裂倾向，或为淬火做好组织准备。

5）对于钢的淬火反修件，可通过正火消除过热影响，以便能重新淬火。

6）对于铸铁件可增加基体的珠光体量，提高铸件的强度和耐磨性。

5 淬火

是将钢从高温奥氏体区快速冷却，使过冷奥氏体产生马氏体转变的热处理工艺。淬火是使钢强化的基本手段之一。将钢淬火成马氏体，随后回火，是使钢获得良好综合力学性能的方法。为了充分发掘钢的强度，必须首先使钢完全转变成马氏体，即必须以足够快的速度进行冷却，避免奥氏体在淬火过程中分解成铁素体、珠光体或贝氏体一类组织，该冷却速度称作临界冷却速度。有些高合金钢（例如沉淀硬化型不锈钢）也进行类似淬火的快冷处理，但它们的目的是为了把高温相保持到室温，使其呈过饱和状态，以后需另通过时效处理才能使材料硬化，这类处理称为固溶处理。有时过冷奥氏体快冷产生贝氏体或细片状珠光体的处理也称淬火，后者称为欠速淬火。

淬火温度和淬火介质的选择，是影响淬火质量的重要因素。钢在淬火中形成马氏体的能力取决于钢的临界冷却速度（钢的淬透性）。钢的淬透性则是由奥氏体的成分和其他一些因素，例如奥氏体晶粒度、合金元素在奥氏体中分布的均匀程度等决定的。确定钢的淬透性至关重要，它是选择淬火工艺参数的重要依据。

5.1 淬火加热温度

淬火加热温度的选择标准应以能得到细小而均匀的奥氏体晶粒为原则，以便于冷却后获得细小的马氏体。非合金钢的淬火加热温度范围如图 1.7-10 所示。一般亚共析钢的淬火温度为 A_{c3} 以上 30～50℃，淬火后获得马氏体组织。如果淬火温度选在 A_{c1} ~ A_{c3} 之间，一部分先共析铁素体依然存在；在淬火后的组织中，除马氏体外，将混有低硬度的铁素体，降低力学性能。如果加热至 A_{c3} 以上的过高温度，奥氏体晶粒粗化，淬火后获得的马氏体组织也粗大，脆性增加，且淬火变形大，易造成淬火开裂。通常过共析钢采用不完全淬火，淬火温度为 A_{c1} 以上 30～50℃，淬火后获得马氏体和未溶的粒状渗碳体组织，残留奥氏体也少。如果加热至 A_{cm} 以上，先共析渗碳体将全部溶入奥氏体，使奥氏体的碳量增加，奥氏体晶粒长大，马氏体转变起始点 M_s 和终了点 M_f 降低；淬火后不仅马氏体粗大，而且有大量残留奥氏体。

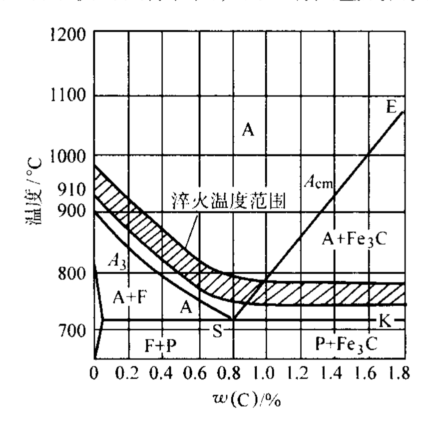


图 1.7-10 碳钢的淬火加热温度范围

若钢中含有强碳化物形成元素，淬火温度一般应高些，以加速碳化物的溶解，增大奥氏体中碳和合金元素含量，从而提高过冷奥氏体的稳定性。对于碳含量和锰含量较高的钢，应采用较低的淬火温度，以避免奥氏体晶粒粗化。

5.2 理想的淬火冷却曲线

从钢的等温转变曲线上可以看到，过冷奥氏体有三个转变区域，即高温、中温及低温转变区。从等温转变曲线上还可以看到奥氏体的高温和中温转变有一个孕育期。在不同温度，孕育期的长短不同。通常，孕育期最短处称为鼻子，它标志着在此温度过冷奥氏体最不稳定。奥氏体最不稳定的温度区域通常在 650～400℃之间。钢淬火冷却时合理的冷却曲线如图 1.7-11 所示，应尽快使其通过这个最不稳定区域，而不致发生珠光体或贝氏体转变。高于 650℃，过冷奥氏体较稳定，钢淬火时在此温度以上可以缓慢冷却，但需注意，亚共析钢淬火时需要防止先共析铁素体析出。低于 400℃时，奥氏体也较稳定，冷却速度可以减缓，从而防止了巨大的组织应力和热应力。

钢的合理淬火冷却过程应该是：650℃以上时容许较慢的冷速；650～400℃之间应当快速冷却；而 400℃以下，特别是通过马氏体转变区间时，冷却速度更应缓慢。钢在淬火时，各温度区间的冷却速度决定于所用冷却剂的特性。因此淬火冷却前必须根据所用的钢种，选择适宜的冷却剂。

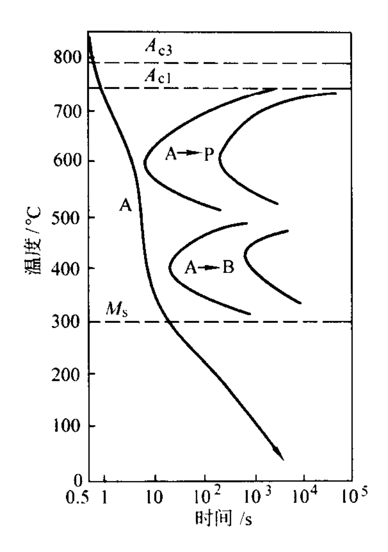


图 1.7-11 钢的合理的淬火冷却曲线

5.3 冷却方式

冷却方式分为单液淬火、双液淬火、分级淬火和等温淬火等。冷却方式的选择要根据钢种、零件形状和技术要求等因素进行。

1）单液淬火　将工件加热后使用单一介质进行冷却，最常使用的有水和油两种，其变温曲线如图 1.7-12 中的曲线 1。为防止工件过大的变形和开裂，工件不宜在介质中冷至室温，可在 200～300℃出水或油，在空气中进行冷却。单液淬火操作简单易行，广泛用于形状简单的工件。有时将工件加热后，先在空气中停留一段时间，再淬入淬火介质中，以减少淬冷过程中工件内部的温差，降低工件变形与开裂的倾向，称为预冷淬火。

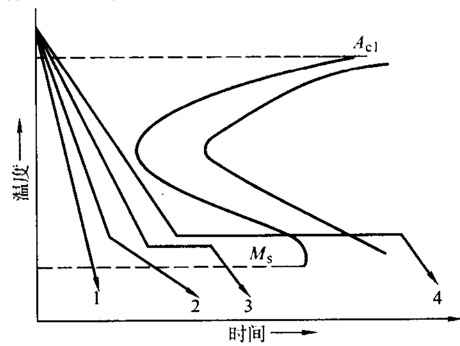


图 1.7-12 各种淬火冷却的变温曲线示意图

1—单液淬火；2—双液淬火；3—分级淬火；4—等温淬火

2）双液淬火　工件加热后，先淬入水或其他冷却能力强的介质中冷却至 400℃左右，迅速转入油或其他冷却能力较弱的介质中进行冷却，其变温曲线如图 1.7-12 中的曲线 2。所谓"水淬油冷"法使用得相当普遍。先淬入冷却能力强的介质，工件快速冷却可避免钢中奥氏体分解，低温段转入冷却能力较弱的介质可有效减少工件的内应力，降低工件变形和开裂倾向。此工艺的关键是如何控制在水中停留的时间。根据经验，按工件厚度计算在水中停留的时间，系数为 0.2～0.3 s/mm，碳素钢取上限，合金钢取下限。这种工艺适用于非合金钢制造的中型零件（直径 10～40 mm）和低合金钢制造的较大型零件。

3）分级淬火　工件加热后，淬入温度处于马氏体点（M_s）附近的介质（可用熔融硝盐、碱或热油）中，停留一段时间，然后取出空冷，其变温曲线如图 1.7-12 中的曲线 3。分级温度应选择在该钢种过冷奥氏体的稳定区域，以保证分级停留过程中不发生相变。对于具有中间稳定区（"两个鼻子"）型 TTT 曲线的某些高合金钢，分级温度也可选在中温（400～600℃）区。分级的目的是使工件内部温度趋于一致，减少在后续冷却过程中的内应力及变形和开裂倾向。此工艺适用于形状复杂、变形要求严格的合金钢件。高速钢制造的工具淬火多用此工艺。

4）等温淬火　工件加热后，淬入温度处于该钢种下贝氏体转变范围的介质中，保温使之完成下贝氏体转变，然后取出空冷，其变温曲线如图 1.7-12 中的曲线 4。等温温度对下贝氏体性能的影响较大，温度控制要求严格。等温淬火工艺特别适用于要求变形小、形状复杂，尤其同时还要求较高强韧性的零件。

6 回火

回火是将淬火成马氏体的钢加热到临界点 A_1 以下某一温度，保温适当时间，再冷到室温的一种热处理工艺。回火的目的在于消除淬火应力，使钢的组织转变为相对稳定状态。在不降低或适当降低钢的硬度和强度的条件下改善钢的塑性和韧性，以获得所希望的性能。中碳和高碳钢淬火后通常硬度很高，但很脆，一般需经回火处理才能使用。钢中的淬火马氏体，是碳在 α-Fe 中的过饱和固溶体，具有体心正方结构，其正方度 c/a 随碳含量的增加而增大。马氏体组织在热力学上是不稳定的，有向稳定组织过渡的趋势。许多钢淬火后还有一定量的残留奥氏体，也是不稳定的，回火过程中将发生转变。因此，回火过程本质上是在一定温度范围内加热淬火钢，使钢中的热力学不稳定组织结构向稳定状态过渡的复杂转变过程。

淬火钢回火过程中，随回火温度的升高，有碳化物的析出，残余奥氏体的分解、转变，渗碳体长大、球化，铁素体回复、再结晶等阶段。对含有强碳化物形成元素的合金钢，因合金碳化物的析出，引起二次硬化。

6.1 回火的温度

钢的回火，根据所需的力学性能，所用的回火温度可分为低温、高温以及中温回火。

6.1.1 低温回火

根据所用钢种的不同，一般回火温度范围在 150～250℃之间，但个别情况可稍高于 250℃。低温回火主要是用于淬火成马氏体的刀具、量具、冷冲模具以及滚动轴承等，其目的是在尽可能保留工件硬度的条件下，消除或降低因淬火所形成的内应力，使之具有一定的韧性和所需的切削或耐磨性能，又不致过脆，以免在使用时过早的损坏。

6.1.2 高温回火

高温回火的温度一般在 500～650℃之间或更高一些。在特殊情况下，可使用低于下临界点约 20℃的温度进行回火。高温回火可认为是调质处理的后部工序，其目的是为了得到所需的综合力学性能。通常随回火温度的提高，工件的塑性和韧性也随着提高，而强度降低。因此回火的温度及保温时间应根据钢种、工件的尺寸和所需的综合力学性能等决定。

高温回火的另一目的是使某些具有二次硬化作用的高合金钢（例如高速钢）淬火后，利用高温回火以获得二次硬化的效果，从而提高其硬度及耐磨性。二次硬化的原因，目前一般认为：1）某些存在于固溶体中的强碳化物形成元素以碳化物的形式沉淀析出，弥散分布在固溶体内某些结晶面上，产生沉淀硬化作用；2）由于碳化物从残余奥氏体中析出，使残余奥氏体中的合金元素及碳含量降低，因而提高了残余奥氏体的 M_s 点，当工件回火后，冷却到新的 M_s 点以下时，这些残余奥氏体即转变成马氏体。对高温回火发生二次硬化的钢，必须进行再次或多次回火，以改善工件的韧性



和消除新形成马氏体时所产生的内应力。高速钢工具在560℃进行多次回火，即属于此例。

6.1.3　中温回火

在350～500℃温度范围内的回火称为中温回火。因为淬火后的钢，在这一温度范围内进行回火，总要产生不同程度的回火脆性，所以一般多不采用。

6.2　特殊碳化物和二次硬化

当钢中存在浓度足够高的强碳化物形成元素时，在温度450～650℃范围内，能形成特殊碳化物。形成特殊碳化物时需要合金元素的扩散和再分配。这些元素在铁中的扩散系数比C、N等元素要低几个数量级，因此在形核长大前需要一定的温度条件。基于同样理由，这些特殊碳化物的长大速度很低。在450～650℃形成的高度弥散的特殊碳化物，即使经较长时间的回火后仍保持其弥散性。图1.7-13表明，在450～650℃之间合金碳化物的形成对基体产生强化作用，使钢的硬度重新升高，出现峰值，这一现象称为二次硬化。

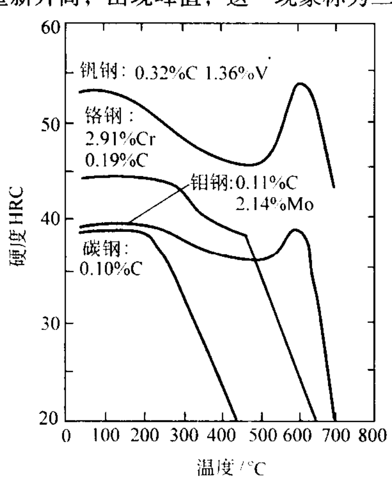


图1.7-13　钒钢、铬钢、钼钢在回火时硬度的改变
（回火时间：1 h）

淬火钢回火后的性能取决于其显微组织，钢的显微组织又随其化学成分、淬火工艺及回火工艺而异。非合金钢在100～250℃之间回火后能获得较好的力学性能。合金结构钢在200～700℃之间回火后的力学性能的典型变化如图1.7-14所示。从图中可以看出，随着回火温度的升高，钢的抗拉强度σ_b单调下降；屈服强度$\sigma_{0.2}$先稍升高而后降低；断面收缩率ψ和伸长率δ不断改善；韧性（用断裂韧度K_{1c}为指标）总的趋势是上升，但在300～400℃之间和500～550℃之间出现两个极小值，相应地被称为低温回火脆性与高温回火脆性。因此，为了获得良好的综合力学性能，合金结构钢往往是在三个不同的温度范围进行回火；超高强度钢约在200～300℃；弹簧钢在460℃附近；调质钢在550～650℃进行回火。非合金及合金工具钢要求具有高硬度和高强度，回火温度一般不超过200℃。回火时具有二次硬化的合金结构钢、模具钢和高速钢等都在500～650℃范围内进行回火。

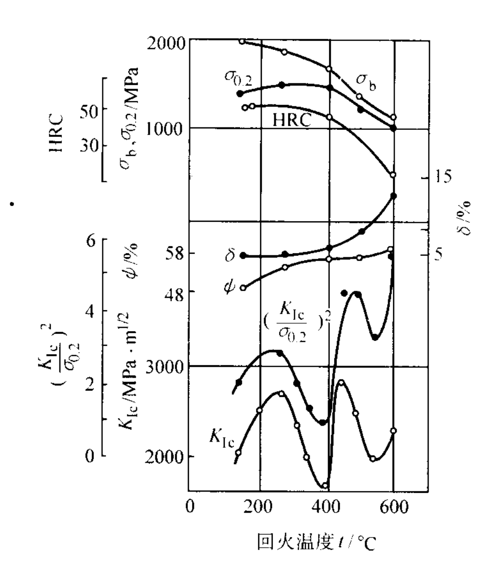


图1.7-14　回火温度对30CrMnSiNi2A钢力学性能的影响
（试样经900℃油淬，在不同温度下回火3 h后进行空冷）

6.3　回火脆性

1）低温回火脆性　是指许多合金钢淬火成马氏体后在250～400℃回火中发生的脆化现象。已经发生的脆化不能用重新加热的方法进行消除，因此称为第一类回火脆性（又称为不可逆回火脆性）。对引起低温回火脆性的原因已作了大量研究。普遍认为，淬火钢在250～400℃范围内进行回火时，渗碳体在原奥氏体晶界或在马氏体界面上析出，形成薄壳，是导致低温回火脆性的主要原因。钢中加入一定量的硅，推迟回火时渗碳体的形成，可提高发生低温回火脆性的温度，所以含硅的超高强度钢可在300～320℃进行回火而不发生脆化，有利于改进其综合力学性能。

2）高温回火脆性　是指许多合金钢淬火后在500～550℃之间进行回火，或在600℃以上温度回火后以缓慢的冷却速度通过500～550℃区间时发生的脆化现象。如果将钢重新加热到600℃以上进行快速冷却，可以恢复韧性，因此称为第二类回火脆性（又称为可逆回火脆性）。已经证明，钢中P、Sn、Sb、As等杂质元素在500～550℃向原奥氏体晶界偏聚，导致高温回火脆性；Ni、Mn等元素可以和P、Sb等杂质元素发生晶界协同偏聚，Cr元素则又促进这种协同偏聚，所以这些元素都加剧钢的高温回火脆性。相反，钼与磷交互使用，阻碍磷在晶界的偏聚，可以减轻高温回火脆性。稀土元素也有类似的作用。钢在600℃以上回火后进行快速冷却可以抑止磷的偏析，在热处理操作中常用来避免发生高温回火脆性。

编写：刘正才（钢铁研究总院）



第 8 章　钢铁材料的主要性能

钢铁材料所以成为最广泛使用的材料，原因之一是它具有良好的力学性能、工艺性能、化学性能和物理性能。

1　钢铁材料的力学性能

钢铁材料的力学性能包括硬度、强度、韧性、疲劳性等，由于它们是建筑工程和机械制造工业等用材的主要指标，所以在正确选材、合理用材方面十分重要。

1.1　硬度

材料抵抗局部变形特别是抗塑性变形的能力。

布氏硬度（HB）因压痕面积较大，能反映较大范围内钢铁材料各组成相综合影响的平均性能而不受个别组成相和微小不均匀度的影响，特别适合于测定灰铸铁、轴承钢和具有粗大晶粒的钢铁材料。

洛氏硬度（HR）压痕较小，可在工件表面进行试验测定各种钢铁的硬度，特别适宜测定较薄工件或表面薄层的硬度。

维氏硬度（HV）采用对角线长度计算，精确可靠，可更好地测定极薄试样的硬度。

显微硬度（HM）仪器上备有金相显微镜，用于测量钢铁材料的显微组织和极薄表面层的硬度值。

肖氏硬度（HS）是不留下伤痕的硬度测量法，适用于测定表面光滑的一些精密量具或精密零件，为轻便手提式硬度计，使用方便。

1.2　强度与塑性

衡量钢铁材料强度的性能指标有屈服强度、抗拉强度。工程技术上绝大部分构件都是在弹性状态下工作，不允许塑性变形。工程技术上常用屈服强度加上安全系数作为设计的主要依据，因此它是钢铁材料最重要的力学性能指标之一。

影响钢铁材料屈服强度的因素主要有：①晶格类型：体心立方者屈服强度比较高而面心立方者比较低。②晶粒的细化程度：晶粒细化者屈服强度高。③固溶强化。④弥散强化。⑤形变强化。

衡量钢铁材料弹性的指标有比例极限、弹性极限、弹性模量等。钢铁材料的弹性模量取决于铁原子本性和晶格类型，与铁原子间距离有密切关系，几乎不受晶粒大小及第二相弥散度的影响。

钢铁材料断裂前能产生永久变形的能力称钢铁材料的塑性。塑性又称范性。伸长率和断面收缩率是静拉伸条件下衡量钢塑性变形能力的指标。塑性在工程上具有重要的意义。钢铁材料的形变硬化，可以提高材料的使用安全性，避免发生突然断裂。塑性也有利于形变成形工艺的实施，例如冷弯、校直、冷冲压等都是利用钢的塑性。零件的装配及部件损伤的修复也是利用钢铁材料的塑性。

钢铁材料在冲击载荷作用下，用载荷变形曲线所包括的面积来表示冲击韧性的大小。冲击韧度用开缺口的试样一次摆锤冲击来进行测量。缺口冲击韧度由弹性功、塑性功和撕裂功三部分组成。实际上只有其中的塑性功，特别是撕裂功的大小才能真正显示钢铁材料韧性的性质。

钢铁材料抵抗裂纹扩展的能力称断裂韧度，它是以断裂力学为基础理论，量度钢铁材料抵抗裂纹扩展能力的指标，是保证钢铁材料在含裂纹或缺陷情况下安全使用的主要性能指标。它综合地体现出外加应力和裂纹尺寸（或缺陷尺寸）在断裂中的作用。它比常规力学试验中的断裂伸长率、断面收缩率和冲击韧度等延性或韧性指标有更安全的作用。

一般钢铁材料的冲击韧度值高，断裂韧度也高。中碳合金结构钢的断裂韧度随强度提高和塑性降低而下降。低碳马氏体钢，在淬火低温回火后，不仅具有高强度，也具有高韧性。李晶马氏体钢使滑移系统减少 4 倍，又极易形成微裂纹，断裂韧度较低。片状马氏体钢，含有大量位错，断裂韧度高。微孔聚合型断裂，断裂韧度与晶粒度关系不大；而解离或准解离断裂，断裂韧度随晶粒细化而增加。夹杂物或第二相质点间距越大，断裂韧度值越大。夹杂物含量少，则断裂韧度值大。

1.3　疲劳强度

指钢铁材料抗疲劳破坏的能力，是承受动态载荷的构件设计中要考虑的主要力学性能指标之一。常用疲劳极限或条件疲劳极限表征钢铁材料的疲劳强度。疲劳极限是指钢铁材料在交变应力作用下经过无限次循环（一般为 10^7 次）而不发生破坏的最大应力。条件疲劳极限是指能承受规定循环数而不破坏的最大应力。

细化晶粒，减少钢铁材料中夹杂物数量和尺寸，第二相稳定性好（在稳定过程中既不溶解，也不长大），钢锻件流线方向和主应力方向平行等均使疲劳强度提高。回火托氏体钢的疲劳极限最高，淬火马氏体钢次之，回火索氏体钢的疲劳极限最低。中碳结构钢淬火马氏体再回火到相同硬度，其疲劳极限随马氏体量的增多而提高。淬火组织中残留未溶解的铁素体或过多残余奥氏体都会使疲劳极限下降。

1.4　高温力学性能

钢铁材料的高温力学性能主要包括高温持久、高温蠕变、高温松弛、热疲劳等。这是设计高温结构件的主要力学性能指标。

影响钢铁材料高温蠕变性能的因素有：①晶格类型：奥氏体型耐热钢比铁素体型耐热钢高。②固溶强化：溶质原子熔点越高，与铁原子尺寸差异越大越有利。③晶粒度。④晶内吸附元素：提高热强性，例如钼。⑤第二相强化：碳化物及金属间化物。⑥预变形强化。

1.5　磨损与接触疲劳

一个零件相对另一个零件摩擦的结果，引起摩擦表面有微小颗粒分离出来，使接触表面发生尺寸变化，重量损失等现象。

磨损主要分为研磨磨损、腐蚀磨损、黏着磨损和表现为接触疲劳等。

衡量材料耐磨性能的指标有：①磨损系数；②磨损量；③相对耐磨系数。

滚动轴承、齿轮等一类机件的接触表面，在接触压应力反复长期作用下，表面疲劳剥落损坏的现象，即为接触疲劳。材料的冶金质量、表面粗糙度与接触精度以及组织结构对其疲劳性能都有很大影响。①马氏体碳含量：未溶碳化物状态相同条件下，马氏体碳含量为 0.4% ~ 0.5%，T10V 钢马氏体碳含量为 0.4% ~ 0.6%时，接触疲劳强度最高。②马氏体及残余奥氏体级别：残留奥氏体多，马氏体针粗大，抗疲劳性能下降。③未溶碳化物：粗大、成带状分布时疲劳性能下降。④表面硬度：58 ~ 62HRC 最好。⑤心部硬度：以 35



~40HRC 为宜。

2 钢铁材料的工艺性能

钢铁材料的工艺性包括铸造性、锻造性、焊接性、切削性和热处理等。这些工艺性能直接影响到制造零件的工艺方法和产品质量，也是选择钢铁材料时必须考虑的因素之一。

2.1 铸造性

通常，衡量钢铁材料铸造性的指标有流动性、收缩率和偏析倾向。

钢铁材料的流动性好坏主要与浇注温度和化学成分有关，也与铸型工艺有关。

铸钢体积收缩率为10%~14.5%，线收缩率约为2%，灰铸铁分别为5%~8%及1%。

一般说合金钢铸件的偏析大，高碳钢比低碳钢的偏析大，为消除偏析铸造后需进行热处理。

2.2 锻造性

锻造性是指钢在压力加工中承受塑性变形的能力。钢的锻造性应同时考虑钢的高温塑性及高温变形抗力。

钢的锻造性与钢的化学成分和组织、变形温度、变形速度和压力状态有关。即钢的锻造性既决定于钢的本质（成分、冶金质量），又取决于变形条件。

2.3 焊接性

钢铁材料的焊接性即钢对焊接加工的适应性，可分为工艺焊接性、使用焊接性、冶金焊接性及热焊接性。

工艺焊接性指在某一焊接工艺条件下，能得到优质焊接接头的能力。使用焊接性指焊接接头满足规定使用性能的程度。冶金焊接性指所有冶金因素对焊缝性能和缺陷的影响。热焊接性是焊接热循环对热影响区组织和使用性能的影响。

世界上发达国家焊接结构的用钢量大大超过钢总产量的50%，而自动焊和半自动焊的比例日益增加。为了解决焊接缺陷，特别是初裂纹和再热裂纹问题，对焊接用钢材，特别是焊接材料的纯度（尤其是S、P、O、N、Al、Si、H、C等）提出非常高的要求。

2.4 切削性

钢铁材料的切削性是指钢铁材料切削加工的难易程度。切削性通常用切削率或切削加工系数来表示。即选择一标准钢（如易切削结构钢Y2），在同样加工精度、粗糙度和刀具寿命的情况下，用被测试材料与标准材料最大切削速度之比值来表示。该比值以百分数来表示称为“切削率”（标准钢为100%）；以具体数字来表示称为“切削加工系数”。

切削性能也有用刀具寿命和切削后工作表面状况及切削排除难易程度来评价的。

一般来说同成分的铸钢比钢切削性好，中碳非合金钢比低碳非合金钢切削性好。热轧低碳非合金钢由于硬度、强度低，而塑性、韧性高，因而切削性差，加工精度低。奥氏体不锈钢及超洁净钢，因其韧性好，易“黏刀”，因而其切削性能差。铸铁要比铸钢切削性能好。

添加适量合金元素硫、磷、钙、硒、碲、锰、铅、铋、锡等是提高钢切削性的主要技术措施，很多钢类都有易切削钢，例如易切削非合金钢、易切削低合金钢、易切削合金结构钢、易切削工模具钢、易切削不锈钢等。

2.5 热处理工艺性

衡量钢铁材料热处理工艺性能的指标有淬硬性、淬透性、淬火变形及开裂趋势、表面氧化及脱碳趋势、过热及过烧敏感趋势、回火稳定性及回火脆性等。

1）淬硬性　钢在正常淬火条件下超过临界冷却速度所形成马氏体的最高硬度。它与钢中碳含量有关，碳含量越高则其硬度越高。实际上工件尺寸、介质冷却速度以及奥氏体晶粒大小对它均有影响。

2）淬透性　指钢在淬火时所能得到淬火层的深度。一般与钢的临界冷却速度有关，此速度越低，淬透性一般越高。淬透性好的钢，淬硬性不一定高，而淬透性差的钢，也可能有好的淬硬性。

钢的淬透性意义重大，既可供设计人员考核钢件经热处理后的综合力学性能，又为热处理人员在淬火过程避免形成裂纹及减少变形提供理论依据。

3）淬火变形及开裂趋势　淬火变形是热处理的必然趋势，而开裂则往往是可能趋势。如果钢原始成分及组织合适，质量好，工件形状设计合理，热处理工艺得当，则可减少变形和开裂。

4）氧化及脱碳趋势　氧化造成工件表面粗糙不平，增加热处理后清理工作量，还影响淬火时冷却速度均匀性。脱碳降低淬火后工件硬度，而且容易生成淬火裂纹。因此应采取有效措施，防止氧化和脱碳。

5）过热及过烧敏感趋势　温度过高引起奥氏体晶粒粗大叫过热，温度更高不仅晶粒粗大而且晶间因氧化而出现氧化物或局部熔化，叫过烧。过热不仅增加淬火裂纹的可能性，而且使力学性能降低，但可通过适当热处理挽救，而过烧钢件只能报废。

6）回火稳定性　淬火钢在回火时，硬度值会缓慢下降。当碳含量相同时，合金钢的回火稳定性比非合金钢要好。

7）回火脆性　淬火钢在某一温度回火，冲击韧性比在较低温度下回火反而下降的现象称为回火脆性。它又可分为第一类回火（250~400℃）脆性，出现在所有钢中，而且在重复回火时不再出现，又称不可逆回火脆性；第二类回火（450~570℃）脆性，在回火后缓慢冷却时出现，快冷时，则不出现，仅出现在某些钢中，又称可逆回火脆性。

第一类回火脆性无法控制，应避免在此温度进行回火；第二类回火脆性可通过合金化或采用适当热处理来防止，例如加热后进行快速冷却。

8）时效趋势　纯铁或低碳钢淬火后在室温或低温放置一段时间后，钢件的硬度和强度增加而塑性、韧性降低的现象称为时效，又可分为淬火时效和变形时效两种。

淬火时效是由α固溶体脱溶而引起。淬火时效析出弥散碳化物，氮化物使硅钢片的矫顽力增加，磁滞损失增大。在700~900℃于湿氢中进行退火以除去钢中的碳、氮或在钢中加入铝、钛、钒、硼等以减少碳、氮在α-Fe中的固溶度来避免。

变形时效是钢材经冷加工后在室温或较高温度而发生的时效。可用铌、钒、钛、铝等元素来固定碳、氮的方法或在冲压前进行轻度冷轧（0.8%~1.5%）来消除。

3 钢铁材料的化学性能

主要指耐腐蚀性和抗氧化性两方面。

3.1 耐腐蚀性

钢铁材料在有腐蚀（大气、水蒸气、海洋大气、海水、有害气体、酸、碱、盐等）环境中抗腐蚀的能力叫耐腐蚀性。腐蚀分化学腐蚀和电化学腐蚀。钢铁材料与周围介质直接起化学作用的结果称化学腐蚀。例如钢铁材料在大气和非电解质中的腐蚀，其特点是不产生电流，且腐蚀产物沉积在钢铁材料表面上。电化学腐蚀是钢铁材料与酸、碱、盐等电解质溶液接触而产生的腐蚀，其特点是有电流产生，其腐蚀



产物不覆盖在作为阳极钢铁材料的表面上，而是在距钢铁材料的一定距离处。

钢铁材料所受的腐蚀大多数属电化学腐蚀。

按腐蚀破坏的形态，电化学腐蚀可以分为全面（均匀）腐蚀以及晶间腐蚀、孔蚀、应力腐蚀、氢损伤（氢脆、氢腐蚀）、腐蚀疲劳等局部腐蚀。

占钢产量80%以上的非合金钢耐腐蚀性能都不够理想，提高钢的耐腐蚀性，防止钢因腐蚀而造成的直接、间接损失，一直是钢铁材料研究的主要内容。其主要技术措施包括：

1）钢材表面有机涂料涂覆和有机涂层钢板；

2）钢材镀层技术（镀锌板、镀锡板、镀铅锡合金板、镀铝板等）；

3）电化学保护技术（例如阴极保护）；

4）研制耐蚀钢铁材料（包括耐蚀铸铁、低合金耐蚀钢、不锈耐酸钢、铁镍基耐蚀合金等）；

5）环境处理（缓蚀剂技术）；

6）防蚀设计技术。

钢在某腐蚀介质中的腐蚀率≤0.001 mm/a为耐腐蚀性极强；0.001～0.01 mm/a为耐腐蚀性很强；0.01～0.10 mm/a为耐腐蚀性强；0.1～1.0 mm/a为耐腐蚀性较强；1.0～10.0 mm/a为耐腐蚀性弱；＞10 mm/a为耐腐蚀性极弱。

3.2 抗氧化性

钢铁材料在高温条件下，抵抗氧化作用的能力，称为抗氧化性。高温锅炉、热加工设备、汽轮机、内燃机、制氢转化炉等的零部件都要求具有良好的抗氧化性，抗氧化性是设计用的重要性能指标。

钢的抗氧化性和氧化膜的组成、结构，以及生成热和分解压力有关。铬、硅、铝是耐热钢、耐热铸铁及合金中形成稳定保护膜的主要元素，尤以铬的氧化膜最为致密，添加稀土元素对抗氧化性也有良好作用。

钢的氧化速度≤0.1 mm/a为完全抗氧化；＞0.1～1.0 mm/a为抗氧化。＞1.0～3.0为次抗氧化；＞3～10 mm/a为弱抗氧化；＞10.0 mm/a为不抗氧化。

不考虑气体介质的腐蚀因素，各种钢（质量分数）长时间运行的最高温度如下：

1）非合金钢：≤500℃；

2）珠光体钢（低合金及中合金）：500～600℃（与铬、硅含量高低有关）；

3）马氏体钢：5%～6%Cr＋Mo：600℃；
7%～10%Cr＋Si＋Mo：800℃；
13%Cr：800℃；

4）铁素体钢：17%Cr＋Si：850～900℃；
27%～80%Cr：1 100℃；
高铬高铝：约1 250℃；

5）奥氏体钢：18Cr＋8%Ni：850～900℃；
25%Cr＋12%Ni：1 100～1 150℃；
25%Cr＋20%Ni＋Si：1 100～1 150℃；

6）高镍铬钢及合金：20Cr＋35%Ni：1 000～1 050℃；
15%Cr＋60%Ni：1 100～1 150℃；
20%Cr＋80%Ni：1 100～1 150℃；

7）耐热铸铁：中铝铸铁（7%～9%Al）：750～900℃；
高铝铸铁（20%～24%Al）：1 000～1 100℃。

4 钢铁材料的物理性能

4.1 热学性能

钢铁材料的热性能包括熔点、比热容（单位质量物质升高1 K所需要的热量，J/（kg·K）），热导率（W/（m·K））、线胀系数（1/K）等。

火电锅炉用耐热钢，在要求热强性、抗氧化性的同时，还要求较高的热导率。珠光体热强钢的热导率比奥氏体耐热钢好；同一钢种越纯净、晶粒越大，热导率增加。钢不同组织热导率由小到大的排列是：奥氏体、淬火马氏体、回火马氏体、珠光体（索氏体、托氏体）。

工程上经常需要避免热膨胀带来的危害，例如火车轨道接头处需要留有一定缝隙，当然最好的技术措施是研制出在环境温度下不膨胀的钢轨。在长的管路上，在一定长度上要增设U形管段。工程上也利用钢的热膨胀特性，例如火车轮与轴的配合以及玻璃封装金属功能材料、热双金属主动层材料。

黑色不锈钢吸收太阳能多、反射太阳能少，是良好的太阳能热转化材料。

4.2 电学性能

表征钢铁材料电学性能的指标主要有电阻、电阻率、电导率（反映导体中电场强度和电流密度关系的物理量）和电阻温度系数等。

金属材料的电学性质在科技发展中具有重要作用，因而出现了一系列电导材料、电阻材料、电热材料及热电偶材料等，以满足电力和电子工业发展的需要。

对过渡族元素，外层4 s的电子太少，而次外层3d中的电子又太多，均对导电不利，所以过渡族金属比非过渡族金属电导性更差。

电热合金是用于制造电热元件的合金材料。当电流通过合金元件时，产生焦耳效应，将电能转变成热能。

Fe-Cr-Al型电热合金含质量分数为12%～30%Cr、4%～8%Al，铬与铝的适当配合（例如$Cr_{17}Al_5$、$Cr_{25}Al_5$、Cr28Al8Ti等）以及添加微量La、Ce、Y等元素，可以获得高性能的铁基电热合金。

此外还有Ni-Cr-(Fe)型电热合金。以铁或镍为基体，一般含质量分数为15%～31%Cr、29%～80%Ni，为奥氏体组织，例如Cr20Ni30、Cr20Ni80、Cr30Ni70等，合金中添加微量Ca、Ce、Zr、Ti和Si等元素可改善其性能。电热合金的特点是以Cr_2O_3构成表面保护膜，耐蚀性强，抗氧化性好，高温强度高，缺点是价格贵且不宜在含硫气氛中使用。

4.3 磁性

钢被磁场磁化或吸收的性能称为钢铁材料的磁性。

根据物质磁性的强弱可将其分为抗磁性、顺磁性、铁磁性三类。

顺磁性材料（锰、铬、钼、钒等）和抗磁性材料（金、银、铜、铍、硼等）统称为弱磁材料或无磁材料，例如高合金奥氏体钢为无磁钢（1Cr16Ni14、1Cr21Ni6Mn9等），用于制造要求磁化程度很弱或避免磁场干扰的零件和结构材料，例如仪表壳、电机转子护环、磁悬浮列车等有关部件。

铁磁性的特性是磁导率不是常数，随磁场强度而变化，外磁场停止作用后，仍保留磁性，称为剩磁。铁磁性有一临界温度，称居里点，在此温度磁性发生突然变化。当温度在居里点以上时，铁磁质转为顺磁质。铁的居里点是1 040 K。

铁磁材料又可分为软磁材料与硬磁材料。

1）软磁材料　当外加磁场取消后，剩磁易被消除；同时在反复磁化和退磁时，电能损耗量最小，不易发热。硅钢片即属软磁材料，可以用于制造变压器、电机、测量仪表等的铁芯。

2）硬磁材料　外磁场去除后，材料仍保持很高磁性并难以去除，例如高碳钢、高铬钢、铁涂氧以及钕铁硼等制造



的永磁铁，都属硬磁材料，硬磁材料用来制造电磁式电表、永磁扬声器、雷达中的磁控管、加速器的电极等。

磁性能指标有磁导率 μ（H/m）、磁感应强度 B（T）、磁场强度 H（A/cm）、矫顽力 H_c（A/m）、铁损 P（W/kg）、最大磁能面积 BH_{max}（kJ/m^2）等。

影响铁磁性的因素很多，例如原子结构（交换能为正值时形成磁畴）、温度（应力松弛使 μ 增加）、脆性变形（位错增加则 μ 下降）、晶粒尺寸（晶粒越细则 μ 越少，H_c 越大）、合金成分及组织等。

编写：赵先存（钢铁研究总院）



参考文献

1 小指军夫．控制轧制控制冷却．北京：冶金工业出版社，2002

2 F．布赖恩．皮克林．材料科学与技术丛书．第7卷．钢的组织与性能．北京：科学出版社，1999

3 中国冶金百科全书总编辑委员会，金属材料卷编辑委员会．中国冶金百科全书·金属材料．北京：冶金工业出版社，2001

4 中国冶金百科全书编辑委全会，钢铁冶金卷编辑委员会．中国冶金百科全书·钢铁冶金．北京：冶金工业出版社，2001

5 刘浏．二次精炼技术的发展与配置．特殊钢，1999，20（2）：1～6

6 仲增墉．中国薄板坯连铸连轧技术的现状和发展．钢铁，2003，38（7）：4～7

7 周德光．CSP薄板坯的铸造组织特征研究．钢铁，2003，38（8）：47～50

8 翁宇庆．超细晶钢——钢的组织细化理论与控制技术．北京：冶金工业出版社，2003

9 董成瑞．微合金非调质钢．北京：冶金工业出版社，2000

10 张寿荣．进入21世纪我国钢铁工业面临的机遇与挑战．中国钢铁年会论文集1．北京，2003．3～9

11 殷瑞钰．钢厂模式与工业生态链——钢铁工业的未来发展模式．钢铁，2003，第38卷增刊，1～7

12 翁宇庆．我国冶金工业在新世纪最初几年的科技进步．中国钢铁年会论文集1．北京，2003，13～21

13 卡瓦纳．钢铁工业技术开发指南．北京：科学出版社．2000

14 欧洲钢铁工业联盟．欧洲钢铁工业发展指南．北京：中国金属学会，1999

15 佐野信雄．日本钢铁科学技术战略．北京：中国金属学会，2000

16 师昌绪等．材料科学与工程手册：上卷．北京：化学工业出版社，2003

17 王超然等．国际常用金属材料手册．北京：北京工业大学出版社，1995

18 滕长岭编著．中国钢分类（内部材料）．冶金工业部信息标准研究院，北京速达冶金科技信息服务公司，北京，1993





第 2 篇

钢铁牌号表示方法

主 编 林慧国

编 写 林慧国 李 明

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会





第 1 章　我国钢铁产品牌号的表示方法

1　概述

我国钢铁牌号的表示方法，近年来迈出了新步伐。为适应数字化的现代潮流，1998 年颁布了《钢铁及合金牌号统一数字代号体系》国家标准，要求在我国的钢铁产品中现有的产品牌号与统一数字代号并列使用，相互对照，共同有效。2000 年又颁布了《钢铁产品牌号表示方法》新国家标准，以代替实施了 20 年的《钢铁产品牌号表示方法》旧标准。新标准的修订是参考工业发达国家的钢铁产品牌号表示方法，并根据国内钢铁及合金牌号表示方法的变化情况，对以下主要技术内容进行了修订：

1）增加脱碳粒铁、含钒生铁、铸造耐磨生铁、保证淬透性钢、非调质机械结构钢、塑料模具钢、（电讯用）取向硅钢等牌号表示方法；

2）改变碳素结构钢、低合金高强度结构钢及有关专用钢的牌号表示方法，对其他一些产品，例如不锈钢、耐热钢和冷轧硅钢等的牌号表示方法也做了修改；

3）删去铁合金、铸铁、铸钢、铸造合金、高温合金、耐蚀合金、精密合金、粉末材料等牌号表示方法，因这些产品牌号的表示方法已另订标准。

另外，还删去了旧标准中关于各种牌号表示方法的举例。

关于我国钢铁牌号表示方法，根据新国家标准的规定，仍采用汉语拼音、化学元素符号和阿拉伯数字相结合的原则，即：

1）钢铁牌号中化学元素采用国际化学元素符号表示，混合稀土元素用“RE”表示，见表 2.1-1。

表 2.1-1　常用化学元素符号

元素名称	化学元素符号	元素名称	化学元素符号	元素名称	化学元素符号
铁	Fe	钽	Ta	钐	Sm
锰	Mn	铍	Be	锕	Ac
铬	Cr	锂	Li	硼	B
镍	Ni	镁	Mg	碳	C
钴	Co	钙	Ca	硅	Si
铜	Cu	锡	Sn	硒	Se
钨	W	铅	Pb	碲	Te
钼	Mo	铋	Bi	砷	As
钒	V	铯	Cs	硫	S
钛	Ti	钡	Ba	磷	P
铝	Al	镧	La	氮	N
铌	Nb	铈	Ce	氧	O
锆	Zr	钕	Nd	氢	H

注：混合稀土元素符号用“RE”表示。

2）产品名称、用途、特性和工艺方法等，一般采用汉语拼音的缩写字母表示；质量等级符号采用 A，B，C，D，E 字母表示，见表 2.1-2。

表 2.1-2　中国钢号所采用的缩写字母及其涵义
（按拉丁字母排序）

采用的缩写字母	在钢号中位置	涵　义	缩写字母来源	
			汉字	拼音
A	尾	质量等级符号	—	
B	尾	质量等级符号	—	
b	尾	半镇静钢	半	Ban
C	尾 尾	1）船用钢（旧钢号） 2）质量等级符号	船 —	Chuan
D	尾	质量等级符号	—	
d	尾	低淬透性钢	低	Di
DG	头	电讯用取向高磁感硅钢	电高	Dian Gao
DR	头	电工用热轧硅钢	电热	Dian Re
DT	头	电磁纯铁	电铁	Dian Tie
DZ	头	地质钻探管用钢	地质	Di Zhi
E	尾	质量等级符号	—	
F	头 尾 头	热锻用非调质钢 沸腾钢 含钒生铁	非 沸 钒	Fei Fei Fan
G	头	滚动轴承钢	滚	Gun
GH	头	变形高温合金	高合	Gao He
g	尾	锅炉用钢	锅	Guo
gC	尾	多层或高压容器用钢	高层	Gao Ceng
H	头 尾	焊接用钢 保证淬透性钢	焊 —	Han
HP	尾	焊接气瓶用钢	焊瓶	Han Ping
HT	头	灰铸铁	灰铁	Hui Tie
J	中	精密合金	精	Jing
JZ	头	机车车轴用钢	机轴	Ji Zhou
K	头 尾	1）铸造高温合金 2）矿用钢	— 矿	Kuang
KT	头	可锻铸铁	可铁	Ke Tie
L	尾 头	汽车大梁用钢 炼钢用生铁	梁 炼	Liang Lian
LZ	头	车辆车轴用钢	辆轴	Liang Zhou
M	头	锚链钢	锚	Mao
ML	头	铆螺钢（冷镦钢）	铆螺	Mao Luo
NH	尾	耐候钢	耐候	Nai Hou
NM	头	耐磨生铁	耐磨	Nai Mo
NS	头	耐蚀合金	耐蚀	Nai Shi
Q	头 中 头	1）屈服点（碳素结构钢、低合金钢用） 2）电工用冷轧取向硅钢 3）球墨铸铁用生铁	屈 取 球	Qu Qu Qiu

续表 2.1-2

采用的缩写字母	在钢号中位置	涵义	缩写字母来源	
			汉字	拼音
q	尾	桥梁用钢	桥	Qiao
QG	中	电工用冷轧取向高磁感硅钢	取高	Qu Gao
QT	头	球墨铸铁	球铁	Qiu Tie
R	尾	压力容器用钢	容	Rong
R	头	耐热铸铁	热铁	Re Tie
S	头	管线用钢	—	
SM	头	塑料模具钢	塑模	Su Mu
T	头	碳素工具钢	碳	Tan
TL	头	脱碳低磷粒铁	脱练	Tuo Lian
TZ	尾	特殊镇静钢	特镇	Te Zhen
U	头	钢轨钢	轨	Gui
W	中	电工用冷轧无取向硅钢片	无	Wu
Y	头	易切削钢	易	Yi
YF	头	易切削非调质钢	易非	Yi Fei
Z	尾 头	1）镇静钢 2）铸造用生铁	镇 铸	Zhen Zhu
ZG	头	铸钢	铸钢	Zhu Gang
ZU	头	轧辊用铸钢	铸辊	Zhu Gun

3）钢铁牌号中主要化学元素含量（质量分数）（%）采用阿拉伯数字表示。

以上几个原则在某些特殊情况下可以混合使用，例如轴承钢钢号用 GCr15SiMn 表示，不锈耐酸铸钢用 ZG1Cr18Ni9Ti 表示等。

此前，我国还颁发了《钢分类》国家标准（GB/T 13304—1991），明确划分非合金钢、低合金钢和合金钢中化学元素含量的基本界限值（详见第1篇第5章）。这对于基本以化学成分来表示的我国大部分钢号更加规范化、科学化打下良好的基础。应当说明，该标准中所划分的“非合金钢”，其包括的内涵比“碳素钢”更广泛。例如我国的“碳素钢”通常包括普通碳素结构钢、优质碳素结构钢、碳素工具钢、碳素弹簧钢、易切削碳素结构钢等，而“非合金钢”不但包括“碳素钢”，还包括电工用纯铁、原料纯铁及其他专用的具有特殊性能的“非合金钢”，例如某种兵器专用钢等。这些特殊专用的非合金钢，已不是一般意义上的碳素钢，而用“非合金钢”概括就更恰当更科学。但在本章后面的牌号表示方法，是针对某一类碳素钢而言，所以仍采用“碳素钢”。

关于我国钢铁产品牌号的表示方法，以下将分类说明。

2 生铁

1）生铁牌号采用表 2.1-2 中规定的字母作为前缀符号，后面加阿拉伯数字来表示；而各类生铁牌号中的数字表示不同元素的含量。

2）炼钢用生铁和铸造用生铁牌号中的数字表示硅含量，以平均硅含量×10 表示。例如：硅含量（质量分数）为 0.85%～1.25%的炼钢生铁，其牌号为 L10；硅含量（质量分数）为 2.75%～3.25%的铸造生铁，其牌号为 Z30。

3）炼钢用脱碳低磷粒铁牌号中的数字表示平均碳含量（×10）。例如：牌号为“TL14”的粒铁，其碳含量（质量分数）为1.20%～1.60%。

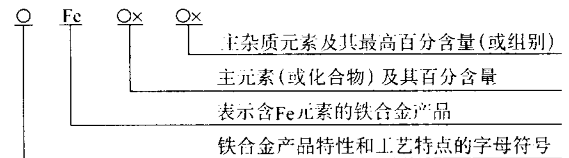
4）含钒生铁牌号中的数字表示钒含量（×10）的下限。例如：牌号为“F04”的含钒生铁，其钒含量（质量分数）≥0.40%。

5）球墨铸铁用生铁和铸造用耐磨生铁牌号中的数字表示平均硅含量（×10）。例如：牌号“Q12”表示硅含量（质量分数）为 1.00%～1.40%的球墨铸铁用生铁；牌号“NMZ26”，表示硅含量（质量分数）为 2.4%～2.8%的铸造用耐磨生铁，这种生铁的全称叫铸造用磷铜钛低合金耐磨生铁。

3 铁合金

根据《铁合金产品牌号表示方法》国家标准的规定介绍如下：

1）铁合金牌号采用拼音字母、化学元素符号和数字相结合的表示方法。其牌号通式为：



2）牌号中表示产品特性和工艺特点的前缀符号，采用 1～2 个拼音字母，如：

G—高炉法；J—纯金属；D—电解法；Y—氧化物；ZK—真空法。

例如：一种真空法微碳铬铁的牌号为 ZKFeCr67C0.010。

3）牌号中“Fe”与化学元素符号的组合，表示各类别的铁合金产品，例如：

FeSi××——硅铁；FeMn××Si××——锰硅合金；
FeMn××——锰铁；FeCr××Si××——硅铬合金；
FeCr××——铬铁；FeAl××B×Si××——硅钡铝合金；
FeNCr××——氮化铬铁；FeSiRE××——稀土硅铁合金，等等。

4）对于纯金属和氧化物产品，其牌号应加前缀符号，但无字母“Fe”，如：

JCr××——金属铬，例如牌号 JCr98.5-A；
YMo××——氧化钼铁，例如牌号 YMo52.0-B。

5）需表明产品的杂质含量时，以元素符号及其最高百分合金含量表示，或以组别符号 A、B、C 等表示。

例如：低碳锰铁 FeMn84C0.4、FeMn84C0.7，表示不同的碳元素百分含量。

又如：钼铁 FeMo60-A、FeMo60-B、FeMo60-C，表示不同的杂质百分含量。

4 铸铁

在《铸铁牌号表示方法》国家标准中，对铸铁规定了几种牌号表示方法，例如主要以力学性能表示的牌号和以化学成分表示的牌号，或以两种表示方法组合的牌号等。铸铁牌号的主体结构为：前缀字母＋力学性能，或者前缀字母＋化学成分。各种铸铁的前缀字母（代号）及牌号表示方法实例如表 2.1-3 所示。

表 2.1-3 各种铸铁的前缀字母（代号）及牌号表示方法实例

铸铁名称	前缀字母（代号）	牌号表示方法实例
灰铸铁	HT	HT150
蠕墨铸铁	RuT	RuT380
球墨铸铁	QT	QT450-10

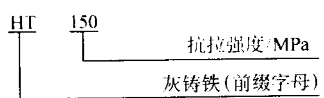


续表 2.1-3

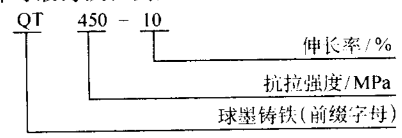
铸铁名称	前缀字母（代号）	牌号表示方法实例
墨心可锻铸铁	KTH	KTH330-08
白心可锻铸铁	KTB	KTB380-12
球光体可锻铸铁	KTZ	KTZ450-06
耐磨铸铁	MT	MTCuMo-175
抗磨白口铸铁	KmTB	KmTBW5Cr4
抗磨球墨铸铁	MQT	MQTMn8
冷硬铸铁	LT	LTCrMoRE
耐蚀铸铁	ST	STSi15Cr4RE
耐热铸铁	RT	RTCr2
耐热球墨铸铁	RQT	RQTAl5Si5
奥氏体铸铁	AT	—

对表 2.1-3 中各种铸铁牌号表示方法实例再分类说明如下。

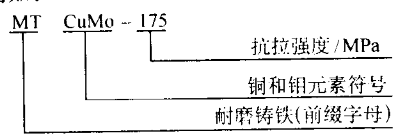
1）主要以抗拉强度表示的牌号，有灰铸铁和蠕墨铸铁，例如：



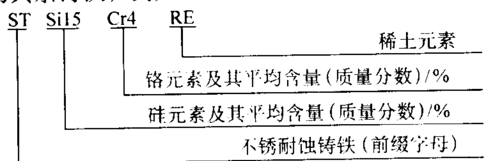
2）主要以抗拉强度和伸长率组合表示的牌号，有球墨铸铁和三种可锻铸铁，例如：



3）主要以化学成分和抗拉强度组合表示的牌号，有耐磨铸铁，例如：



4）主要以化学成分表示的牌号，除了上述各种铸铁以外的其余铸铁，例如：



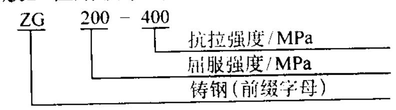
5　铸钢

在《铸钢牌号表示方法》国家标准中，对铸钢规定了两种牌号表示方法，即主要以力学性能表示的牌号和以化学成分表示的牌号。此外，专门用途的铸钢采用专用的前缀字母。

（1）主要以力学性能表示的牌号

这类牌号的主体结构为：前缀字母"ZG" + 两组力学性能值（数字）。需要时可附加后缀字母或补充前缀字母。

1）一般工程用碳素铸钢的牌号，举例如下：



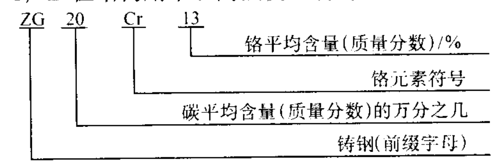
2）焊接结构用碳素铸钢的牌号，例如 ZG200-400H。其中，H 表示焊接用（后缀字母）；其余含义同上。

3）一般工程与结构用低合金铸钢的牌号，例如 ZGD345-570。其中，ZGD 为低合金铸钢；其余含义同上。

（2）主要以化学成分表示的牌号

这类牌号的主体结构为：前缀字母"ZG" + 化学元素符号及其含量。需要时可附加后缀符号（数字或字母）。

1）工程结构用中、高强度不锈铸钢的牌号，举例如下：

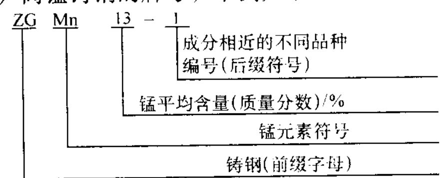


2）不锈耐蚀铸钢的牌号，例如 ZG1Cr18Ni9。其中，ZG 后面的数字"1"为碳平均含量（质量分数）的千分之几；Cr 和 Ni 后面的数字分别为其平均含量（质量分数，%）。

应当注意，以上两类不锈铸钢碳含量的表示方法有所不同。这可能与两个标准颁布的年份不同有关，有待今后调整。

3）耐热铸钢的牌号，例如 ZG40Cr9Si2，其表示方法与中、高强度不锈铸钢相同。

4）高锰铸钢的牌号，举例如下：



使用时应注意，我国高锰铸钢的三个标准（GB，JB，YB）中，完全相同的牌号，其实化学成分不完全相同。例如冶标（YB）的 ZGMn13-4 虽与机标（JB）的 ZGMn13-4 相当，但却不同于国标（GB）的 ZBMn13-4。而国标（GB）的 ZGMn13-4 相当于冶标（YB）的 ZGMn13-5，又相当于机标（JB）的 ZGMn13Cr2。这种暂时不协调的情况，有待今后调整。

5）承压铸钢的牌号，包括碳素铸钢、合金铸钢和不锈铸钢。其牌号主体结构与有关的各类铸钢相同。牌号的后缀字母："A"和"B"表示不同级别；"G"为高温用铸钢；"D"为低温用铸钢。例如：ZG240-450BG，ZG20Cr2Mo1D。

（3）专门用途的铸钢牌号

1）熔模铸造用碳素铸钢的牌号，例如 RZG200-400。其中，前缀字母"RZG"表示熔模铸造用；后面两组数字分别表示屈服强度（MPa）和抗拉强度（MPa）。

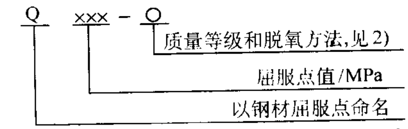
2）轧辊用铸钢的牌号，例如 ZU70Mn。其中，前缀字母"ZU"表示轧辊用；数字"70"为碳平均含量（质量分数）的万分之几；Mn 为锰元素符号（当锰平均含量质量分数小于 0.9%时，牌号中不标出"Mn"，当锰平均含量质量分数为 0.9%～1.4%时，只标出"Mn"而不标其含量）。

6　碳素结构钢和低合金高强度结构钢

这两类钢又分为通用钢和专门用途钢，其钢号主要以力学性能表示。

6.1　碳素结构钢

原称普通碳素钢，过去其钢号按 GB 221—1979 标准分为甲、乙、特三类钢。现在改为以钢材屈服点命名，在 GB/T 700—1988 标准中的钢号表示如下：



1）钢号冠以"Q"，后面的数字表示屈服点值（MPa）。例如：Q235，其 σ_s 为 235 MPa。

2）必要时钢号后面可标出表示质量等级和脱氧方法的

符号。质量等级符号分为 A，B，C，D。脱氧方法符号：F—沸腾钢；b—半镇静钢；Z—镇静钢；TZ—特殊镇静钢。例如：Q235AF，表示 A 级沸腾钢；又如：Q235CZ 和 Q235DTZ，分别表示 C 级镇静钢和 D 级特殊镇静钢，在实际使用时可省略为 Q235C 和 Q235D。

3）专门用途的碳素钢，例如桥梁钢等，基本上采用碳素结构钢的表示方法，但在钢号最后附加表示用途的字母（见表 2.1-2）。例如桥梁用钢的钢号表示为 Q235q；q—桥梁用钢。

6.2 低合金高强度结构钢

这类钢在 1988 年标准（GB 1591—1988）中称为低合金结构钢，其钢号表示方法基本上和合金结构钢相同。在 1994 年标准（GB/T 1591—1994）中称为低合金高强度结构钢，其钢号按国际标准采用以屈服强度命名。

1）钢号冠以“Q”和碳素结构钢的现行钢号相统一。后面的数字表示 σ_s 值，分为 5 个强度等级。

2）在强度等级系列中又有 A，B，C，D，E 五个质量等级。例如原 16Mn 钢，现称为 Q345；如属 D 级，则新钢号为 Q345-D。又如原 15MnTi 钢，新钢号为 Q390。

3）低合金高强度结构钢分为镇静钢和特殊镇静钢，在钢号的组成中没有表示脱氧方法的符号。

4）对专业用低合金高强度钢，在标准未修订以前，仍沿用旧钢号加后缀。例如 16Mn 钢，用于汽车大梁的专用钢种为“16MnL”，压力容器的专用钢种为“16MnR”，而用于桥梁的专用钢种，在 2000 年标准（GB/T 714—2000）中钢号为“Q345q”，即旧钢号 16Mnq。

5）耐候钢是抗大气腐蚀用的低合金高强度结构钢，其钢号基本上采用相同的表示方法，但在钢号最后附加表示专用的字母。例如耐候钢的钢号表示为 Q340NH；NH—耐候钢。

7 优质碳素结构钢

1）钢号开头的两位数字表示钢的碳含量（质量分数），以平均碳含量 × 100 表示，例如平均碳含量（质量分数）为 0.45% 的钢，钢号为“45”。

2）锰含量（质量分数）较高（w_{Mn} = 0.70% ~ 1.00%）的优质碳素结构钢，应标出“Mn”，例如 50Mn。用 Al 脱氧的镇静钢应标出“Al”，例如 08Al。

3）镇静钢不加“Z”，沸腾钢、半镇静钢及专门用途的优质碳素结构钢应在钢号最后特别标出。例如平均碳含量（质量分数）为 0.10% 的半镇静钢，其钢号为 10b。

4）高级优质碳素结构钢在钢号后加“A”，特级优质碳素结构钢在钢号后加“E”。例如平均碳含量（质量分数）为 0.45% 的特级优质碳素结构钢，其钢号为 45E。

5）专门用途的优质碳素结构钢，其钢号基本上采用通用优质碳素结构钢的表示方法，但在钢号最后附加表示用途的字母。例如平均碳含量（质量分数）为 0.2% 的锅炉用钢，其钢号为 20 g；g—锅炉用钢。

8 易切削钢和深冲压用钢

8.1 易切削钢

1）钢号冠以“Y”，以区别于优质碳素结构钢。后面的数字表示碳含量（质量分数），以平均碳含量 × 100 表示，例如平均碳含量为 0.3% 的易切削钢，其钢号为“Y30”。

2）锰含量较高者，亦在钢号的数字后标出“Mn”，例如平均碳含量（质量分数）为 0.40%、锰含量（质量分数）为 1.20% ~ 1.55% 的易切削钢，其钢号为 Y40Mn。

3）加铅或加钙易切削钢，应在钢号后缀分别标出“Pb”或“Ca”。例如 Y12Pb，Y45Ca。但加硫易切削钢的钢号则省略后缀，即不标出“S”。

8.2 深冲压用钢

1）主要是指深冲压用冷轧薄钢板和钢带。在这类钢的旧标准（GB/T 5213—1985）中只列有一个钢号 08Al，该钢号基本上采用优质碳素钢的表示方法。在这类钢的新标准（GB/T 5213—2001）中列有 3 个钢号：SC1，SC2，SC3，其中，SC 表示深冲，数字序号表示不同的碳含量（质量分数），分别代表碳含量≤0.08%，碳含量≤0.01% 和碳含量≤0.008%。

2）根据需要，上述 3 个钢号可适当添加 Nb、Ti 微合金元素，但在其钢号中均不表示。

3）深冲压用冷轧薄钢板和钢带，按表面质量分为 3 级：FA——一般精整表面；FB——较高级精整表面；FC——高级精整表面。按拉延级别也分为 3 级：F 级——用于冲制拉延复杂的零件；HF 级——用于冲制拉延很复杂的零件；ZF 级——用于冲制拉延最复杂的零件。以上这些等级符号，常常添加在深冲压用钢的钢号中。

9 合金结构钢

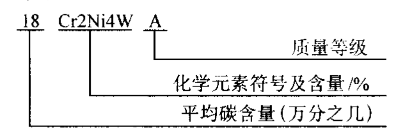
1）钢号开头的两位数字表示钢的碳含量，以平均碳含量 × 100 表示。

2）钢中主要合金元素含量（质量分数），除个别微量合金元素外，一般以百分之几表示。当平均含量 < 1.5% 时，钢号中一般只标出元素符号，而不标明含量，但在特殊情况下易致混淆时，在元素符号后亦可标以数字“1”，例如钢号“12CrMoV”和“12Cr1MoV”，前者铬含量为 0.4% ~ 1.6%，后者为 0.9% ~ 1.2%，其余成分全部相同。

3）当合金元素平均含量（质量分数）为 1.50% ~ 2.49%，2.50% ~ 3.49%，3.5% ~ 4.49%，4.50% ~ 5.49%，…时，在元素符号后相应标出 2，3，4，5，…。例如，元素含量（质量分数）为 C 0.17% ~ 0.24%，Si0.17% ~ 0.37%，Mn 1.40% ~ 1.80% 的锰结构钢，其钢号为 20Mn2；又例如，主要元素含量（质量分数）为 C0.10% ~ 0.17%，Cr0.60% ~ 0.90%，Ni2.75% ~ 3.15% 的铬镍结构钢，其钢号为 12CrNi3。

4）钢中的钒、钛、铝、硼、稀土等合金元素，均属微量合金元素，虽然含量很低，仍应在钢号中标出。例如 20-MnVB 钢中，钒的质量分数为 0.07% ~ 0.12%，硼的质量分数为 0.001% ~ 0.005%。

5）高级优质合金结构钢应在钢号尾部加“A”，特级优质合金结构钢应在钢号尾部加“E”，以区别于一般优质钢。钢号举例如下：



6）专门用途的合金结构钢，钢号冠以（或后缀）代表该钢种用途的符号。对保证淬透性的结构钢，在钢号后缀标出“H”，例如 20CrNi3H。对铆钉螺丝用钢，钢号冠以“ML”，例如 ML30CrMo；这类钢原来称为铆螺钢或冷顶锻用钢，在新国家标准中称为冷镦和冷挤压用钢（GB/T 6478—2001），内涵更为广泛。

10 非调质机械结构钢

这类钢在国外名称很多，在我国又称微合金非调质钢，还可再分为易切削非调质钢和热锻用非调质钢等。在 1996 年发布的国家标准（GB/T 15712—1995）中规定其名称为“非调质机械结构钢”。其钢号表示为：

1）钢号冠以“F”表示热锻用非调质机械结构钢；冠以

"YF" 表示易切削非调质机械结构钢。

2）字母后面的钢号表示方法与合金结构钢相同。例如：平均碳含量（质量分数）为 0.35%，钒含量（质量分数）为 0.06% ~ 0.13% 的易切削非调质机械结构钢，其钢号为 YF35V；又例如：平均碳含量（质量分数）为 0.45%，钒含量（质量分数）为0.06% ~ 0.13% 的热锻用非调质机械结构钢，其钢号为 F45V。

11　弹簧钢和轴承钢

11.1　弹簧钢

弹簧钢按化学成分可分为碳素弹簧钢和合金弹簧钢两类，分述如下：

1）碳素弹簧钢的钢号表示方法，基本上与优质碳素结构钢相同。

2）合金弹簧钢的钢号表示方法，基本上与合金结构钢相同。

11.2　轴承钢

轴承钢现行标准分为四类，其钢号表示方法亦不相同，分述如下：

1）高碳铬轴承钢　其钢号冠以 "G"，碳含量不标出，铬含量以平均含量 × 10 表示，例如平均铬含量（质量分数）为 1.50% 的轴承钢，其钢号为 GCr15。

2）渗碳轴承钢　其钢号基本上和合金结构钢号相同，但钢号亦冠以 "G"。例如元素含量（质量分数）为 C0.20%（平均），Cr0.35% ~ 0.65%，Ni0.40% ~ 0.70%，Mo0.10% ~ 0.35% 的渗碳轴承钢，其钢号为 G20CrNiMo。

高级优质渗碳轴承钢，在钢号尾部加 "A"，例如 G20CrNiMoA。

3）高碳铬不锈轴承钢　其钢号与不锈钢钢号表示方法相同，钢号前不必冠以 "G"，例如 9Cr18Mo。

4）高温轴承钢　其钢号与耐热钢钢号表示方法相同，钢号前也不冠以 "G"，例如 10Cr14Mo4。

12　工具钢

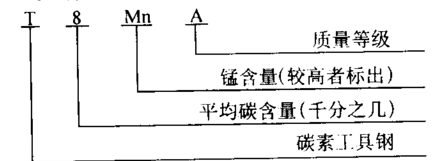
我国的工具钢分为碳素工具钢，合金工具钢和高速工具钢三类，其钢号表示方法有所不同。

12.1　碳素工具钢

1）钢号冠以 "T"，后面的数字为平均碳含量 × 10，例如 "T8" 表示平均碳含量（质量分数）为 0.8 %。

2）锰含量（质量分数）较高者（Mn = 0.40% ~ 0.60%），在钢号的数字后标出 "Mn"。

3）高级优质碳素工具钢的磷、硫含量较低，在钢号最后加注 "A"。钢号举例如下：



12.2　合金工具钢

1）合金工具钢钢号的平均碳含量（质量分数）≥1.0% 时，不标出碳含量，例如 CrMn；当平均碳含量（质量分数）< 1.0% 时，以 × 10 表示，例如 9Mn2V。

2）钢中合金元素含量的表示方法，基本上与合金结构钢相同。但对铬含量较低的合金工具钢钢号，其铬含量以 × 10 表示，并在表示含量的数字前加 "0"，以便把它和一般元素含量按百分之几表示的方法区别开来，例如 Cr06。

3）塑料模具钢钢号冠以 "SM"，字母后面的钢号表示方法与合金工具钢及优质碳素钢相同。例如：质量分数为平均碳含量 0.34%，铬含量 1.70%，钼含量 0.42% 的合金塑料模具钢，其钢号为 SM3Cr2Mo；平均碳含量（质量分数）为 0.45% 的碳素塑料模具钢，其钢号为 SM45。

12.3　高速工具钢

1）高速工具钢的钢号一般不标出碳含量，只标出各种合金元素平均含量的百分之几。例如 "18-4-1" 型钨系高速工具钢的钢号表示为 "W18Cr4V"；"6-5-4-2" 型钼钨系高速工具钢的钢号表示为 "W6Mo5Cr4V2"。

2）钢号冠以字母 "C" 者，表示其碳含量高于未冠 "C" 的通用钢号。例如钢号 CW6Mo5Cr4V3 的碳含量（质量分数）为 1.15% ~ 1.25%，而通用钢号 W6Mo5Cr4V3 的碳含量（质量分数）为 1.00% ~ 1.10%。

13　不锈钢和耐热钢

1）不锈钢和耐热钢钢号由合金元素符号和数字组成。对钢中主要合金元素含量以百分之几表示，而对钛、铌、锆、氮、……等则按照合金结构钢对微量合金元素的表示方法标出。

2）对钢号中碳含量（质量分数）的表示方法，在新的牌号表示方法中作了修订。一般用一位数字表示平均碳含量的千分之几；当碳含量上限小于 0.1% 时，以 "0" 表示。例如：平均碳含量为 0.20%，铬含量（质量分数）为 13% 的不锈钢，其钢号为 2Cr13；碳含量 ≤0.08%，平均铬含量为 18%，镍含量（质量分数）为 9% 的不锈钢，其钢号为 0Cr18Ni9。

3）当钢中平均碳含量（质量分数）≥1.00% 时采用二位数字表示；当碳含量上限不大于 0.03% 而大于 0.01% 时，以 "03" 表示（超低碳）；当碳含量上限不大于 0.01% 时，以 "01" 表示（极低碳）。例如：平均碳含量为 0.03%，平均铬含量（质量分数）为 19%，镍含量（质量分数）为 10% 的超低碳不锈钢，其钢号为 03Cr19Ni10；碳含量上限为 0.01%，平均铬含量为 19%，镍含量为 11% 的极低碳不锈钢，其牌号为 01Cr19Ni11。

4）耐热钢钢号的表示方法和不锈钢相同。

5）易切削不锈钢和易切削耐热钢钢号冠以字母 "Y"，字母后面的钢号表示方法和不锈钢相同。例如易切削不锈钢 Y1Cr17 与通用不锈钢 1Cr17 相比，碳、铬含量相同，只是硫、磷含量不同，硅、锰含量稍有调整。

6）不锈钢丝通常在钢号尾部添加交货状态代号：L—冷拉，Q—轻拉，R—软态。

14　焊接用钢

1）焊接用钢包括焊接用碳素钢、焊接用低合金钢、焊接用合金结构钢、焊接用不锈钢等，其钢号均沿用各自钢类的钢号表示方法，同时需在钢号前冠以字母 "H"，以示区别。例如：H08，H08Mn2Si，H1Cr18Ni9。

2）某些焊丝在按硫、磷含量分等级时，用钢号后缀表示，例如 H08A，H08E，H08C。后缀 A 表示 S、P 含量（质量分数）≤0.030%；E 表示 S、P 含量（质量分数）≤ 0.020%；C 表示 S、P 含量（质量分数）≤0.015%；未加后缀者表示 S、P 含量（质量分数）≤0.035%。

15　电工用硅钢和电磁纯铁

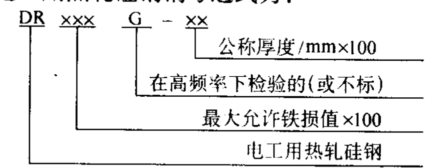
15.1　电工用硅钢

电工用硅钢分为热轧硅钢和冷轧硅钢，冷轧硅钢又分为无取向硅钢和取向硅钢。各类硅钢钢号采用表 2.1-2 的字母



加数字组成，分别介绍如下。

1）电工用热轧硅钢钢号通式为：



以上通式中，在表示最大允许铁损值100倍的数字后，如果钢板是在高频率（400 Hz）下检验的，应在铁损值的数字后加字母“G”；若在频率50 Hz下检验的，则不加“G”。例如：频率为50 Hz时，厚度为0.50 mm，最大允许铁损值为4.40 W/kg的热轧硅钢，其钢号为DR4，40-50；频率为400 Hz时，厚度为0.35 mm，最大允许铁损值为17.5 W/kg的热轧硅钢，其钢号为DR1750G-35。

2）电工用冷轧无取向硅钢和取向硅钢，在其钢号中间分别标出字母“W”（表示无取向）或“Q”（表示取向），在字母之前为产品公称厚度（mm）100倍的数字，在字母之后为铁损值100倍的数字。例如：30Q130，35W300。

取向高磁感硅钢，其钢号应在字母“Q”和铁损值数字之间加字母“G”。例如：27QG100。

3）电讯用取向高磁感硅钢的钢号，采用字母“DG”加数字表示。数字是表示电磁性能级别，从1至6表示电磁性能从低到高。例如：DG5。

15.2 电磁纯铁

1）它的牌号由字母“DT”和数字组成，“DT”表示电磁纯铁，数字表示不同牌号的顺序号，例如DT3。

2）在数字后面所加的字母表示电磁性能：A—高级，E—特级，C—超级，例如DT8A。

16 高温合金和耐蚀合金

16.1 高温合金

1）变形高温合金的牌号采用字母“GH”加4位数字组成。第1位数字表示分类号，其中：

1—固溶强化型铁基合金；2—时效硬化型铁基合金；

3—固溶强化型镍基合金；4—时效硬化型镍基合金。

第2～4位数字表示合金的编号，与旧牌号（GH+2位或3位数字）的编号一致。

2）铸造高温合金的牌号采用字母“K”加3位数字组成。第1位数字表示分类号，其含义同上。第2～3位数字表示合金的编号，与旧牌号（K+2位数字）的编号一致。

16.2 耐蚀合金

1）耐蚀合金牌号采用前缀字母加3位数字组成。前缀字母有：

NS—变形耐蚀合金，例如NS312；

HNS—焊接用耐蚀合金，例如HNS112；

ZNS—铸造耐蚀合金，例如ZNS113；

2）牌号前缀字母后的3位数字涵义如下：

第1位数字表示分类号，与变形高温合金相同。

第2位数字表示合金系列，其中

1—NiCr系合金；3—NiCrMo系合金；

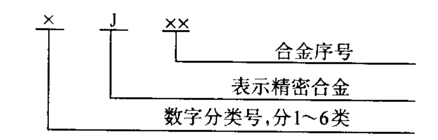
2—NiMo系合金；4—NiCrMoCu系合金。

第3位数字为合金序号。

17 精密合金和高电阻电热合金

17.1 精密合金

1）精密合金牌号通式为：



2）数字分类号+字母“J”的涵义如下：

1J—软磁合金；　2J—变形永磁合金；

3J—弹性合金；　4J—膨胀合金；

5J—热双金属；　6J—精密电阻合金。

3）字母“J”后的第1，2位数字表示不同合金牌号（热双金属例外）的序号，序号从01开始，可编到99。

合金序号原则上应以主元素（除Fe外）百分含量平均值表示。若合金序号有重复时，其中某一合金序号可采用主元素百分含量与另一合金元素百分含量之和的平均值表示，或以主元素百分含量的上限或下限表示，以示区别。

4）对于同一合金成分，由于生产工艺不同，性能亦不相同的合金，或成分基本相同，而用途不同，性能要求也有差异的合金，若必须加以区分时，则在合金序号后标以字母（表示合金主要特性或用途的第一个拼音字母）。

5）热双金属牌号中字母“J”后面的第1，2位数字表示比弯曲公称值的整数（单位为10^{-6}/℃）；第3位及其后数字表示电阻率公称值；数字后标以字母A，B则分别表示被动层相同，而主动层不同的两种热双金属牌号。

17.2 高电阻电热合金

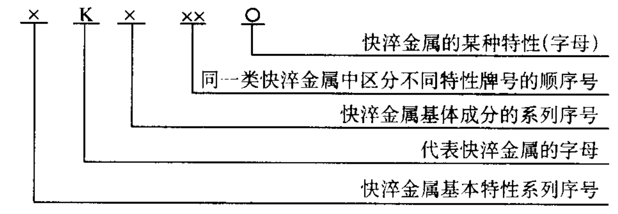
1）高电阻电热合金的牌号形式，与不锈钢和耐热钢基本相同。例如0Cr25A15，表示平均铬含量（质量分数）为25%，铝含量为5%，碳含量≤0.06%的电热合金。

2）但对镍铬基电热合金，不必标出碳含量与硅含量。例如铬含量碳含量20.0%～23.0%，镍含量为余量，碳含量≤0.08%，硅含量为0.75%～1.60%的电热合金，其牌号表示为Cr20Ni80。

18 快淬金属

快淬金属及合金是正在发展中的新型材料，其中一部分与精密合金特性相近，但不完全属于精密合金范畴，例如快淬可焊合金、快淬耐蚀耐热合金等，还有其他正在发展中的快淬金属材料，所以将其单独列为一类。现根据《快淬金属分类和牌号》国家标准的有关规定介绍如下。

1）快淬金属牌号采用拼音字母与数字组合来表示。其牌号的通式为：



2）牌号中字母“K”（取Kuai的第一个字母），表示快淬金属。字母“K”前面的数字表示快淬金属基本特性的类别，如：

1K××× 快淬软磁合金；2K××× 快淬永磁合金；

3K××× 快淬弹性合金；4K××× 快淬膨胀合金；

5K××× 快淬热双金属；6K××× 快淬精密电阻合金；

7K××× 快淬可焊合金；8K××× 快淬耐蚀耐热合金；

3）牌号中字母“K”后面的第1位数字，表示快淬金属基体成分的类别，例如：

×K1×× 快淬铁基合金；×K2×× 快淬钴基合金；

×K3×× 快淬镍基合金；×K4×× 快淬铁钴基合金；



×K5×× 快淬铁镍基合金；×K6×× 快淬钴镍基合金；×K7×× 快淬铜基合金；

4）牌号中字母“K”后面的第2、3位数字，表示同一快淬金属类别中不同牌号的顺序号，从01起编到99。

5）在“K”后面的第3位数字后一般不加字母符号。若有特殊需要，可在牌号末尾添加表示该快淬金属具有某种特性的字母符号，例如：J—快淬金属具有矩形磁滞回线特性；H—快淬金属具有恒导磁特性。

19 硬质合金

目前通用的硬质合金牌号一般由两个字母+数字组成，有的牌号在数字后又附加字母。第一个字母：Y表示硬质合金。第二个字母及数字：G表示钨钴合金，其后数字表示合金中钴含量；T表示钨钛钴合金，其后数字表示合金中的TiC含量；W表示通用合金，其后数字为序号；N表示不含钴的镍钼作黏结剂的碳化钛基合金。

有的钨钴合金牌号，在数字后又附加字母：X表示细晶粒合金；C表示粗晶粒合金；A表示含TaC的合金。

在有关硬切削材料用途分类代号的标准（GB/T 2075—1998）中，提出了硬切削材料（硬质合金和陶瓷）与超硬切削材料（金刚石和氮化硼）的类别代号；并介绍了硬切削材料按用途分类的代号，这是等效采用国际标准（ISO 513—1991）的按用途分类代号。硬质合金代号是采用上述两组代号的组合，中间用短线隔开，例如：HW-P10，HC-K20。其中前两位字母为硬质合金类别代号（见表2.1-4），短线后的字母和数字为用途分类代号。

表2.1-4 硬质合金代号与牌号的相应关系

硬（超硬）切削材料分类		硬质合金按用途分类		相应的硬质合金牌号
代号	材料类别	代号	被加工材料	
HW	主要含碳化钨（WC）的未涂层的硬质合金	P01	钢、铸钢	YT30 TN10
HT	主要含碳化钛（TiC）或氮化钛（TiN）或两者都有的未涂层的硬质合金	P10	钢、铸钢	YT15
HC	上述两类的涂层硬质合金	P20	钢、铸钢、长切屑的可锻铸铁	YT14
CA	主要含氧化铝（Al_2O_3）的氧化物陶瓷	P30	钢、铸钢、长切屑的可锻铸铁	YT15
CM	以氧化铝（Al_2O_3）为基体，但含有非氧化物成分的混合陶瓷	P40	钢、有砂眼和孔洞的铸钢	YT5
CN	主要含氮化硅（Si_3N_4）的氮化物陶瓷	P50	钢、带砂眼和孔洞的中或低抗拉强度的铸钢	—
CC	上述三类的涂层陶瓷	M10	钢、铸钢和锰钢、灰铸铁、合金铸铁	YW1
DP	聚晶金刚石	M20	钢、铸钢、奥氏体钢或锰钢、灰铸铁	YW2
BN	聚晶氮化硼	M30	钢、铸钢、奥氏体钢、灰铸铁、高温合金	—

注：HW代号使用时可省略。

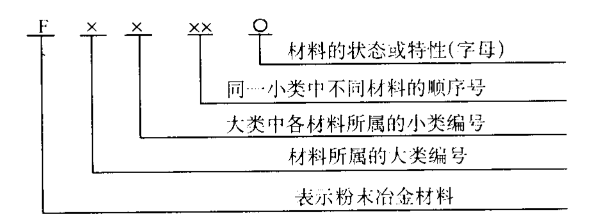
但上述国家标准中第5条的“重要说明”指出：“特别要注意的是一个用途小组不是一个硬切削材料的牌号，两者不应混淆。……因此，字母P，M和K是专门用于切削形式大组的一般分类，而不能单独或与其他字母联合作为一个特定牌号的商业代号”。

根据对硬质合金代号与硬质合金牌号相应关系的一般理解，列表2.1-4。

20 粉末冶金材料

根据《粉末冶金材料分类和牌号表示方法》国家标准的有关规定作以下介绍。至于粉末冶金制品（例如结构零件、减摩零件、摩擦零件、多孔元件、磁性元件、耐热耐蚀元件、其他粉末冶金制品等）的代号，可参考《粉末冶金制品分类及代号表示方法》行业标准（JB/T 6645—1993），本节从略。

1）粉末冶金材料的牌号由拼音字母和数字组成的6位符号体系，其通式为：



2）牌号中“F”后的第1位数字由0至8所表示材料大类为：

0—结构材料；1—摩擦材料和减摩材料；
2—多孔材料；3—工具材料；
4—难熔金属和重合金；5—耐蚀和耐热材料；
6—电工材料；7—磁性材料；
8—其他材料。

3）“F”后的第2位数字编号由0至9，所表示的各大类材料中的小类，包括钢铁材料和有色金属材料。根据第1，2位数字组合，其中与钢铁材料有关的有：

00—粉末烧结铁及铁基合金；01—粉末烧结碳素结构钢；
02—粉末烧结合金结构钢；10—铁基摩擦材料；
15—铁基减摩材料；20—铁及铁基多孔材料；
21—不锈钢多孔材料；30—钢结硬质合金；
37—粉末冶金工具钢；50—粉末冶金不锈钢和耐热钢；
52—粉末冶金高温合金；70—软磁铁氧化材料；
71—永磁铁氧体材料；72—特殊磁性铁氧体材料；
74—粉末冶金软磁金属和合金；75—粉末冶金永磁合金；
77—粉末冶金特殊磁性合金；85—粉末冶金电磁功能材料。

4）“F”后的第3，4位数字为同一小类中的每种材料的顺序号，由“00，01，02……”开始编号至“99”。

5）“F”后的第5位符号采用拉丁字母，表示状态或特性，主要有：

N—材料的相对密度＜67.5%；
P—材料的相对密度≥67.5%～72.5%；
R—材料的相对密度≥72.5%～77.5%；
S—材料的相对密度≥77.5%～82.5；
T—材料的相对密度≥82.5%～87.5%；
U—材料的相对密度≥87.5%～92.5%；
W—材料的相对密度≥92.5%～97.5%；



X—用热成形工艺制作的致密材料；
Z—烧结后处理状态；
J—烧结状态；
E—经熔渗工艺制作的材料；
M—用于抗耐磨的材料；
H—用于制动方面的材料；
L—用于离合器方面的材料；
G—用于过滤或分离方面的材料；
F—用于非过滤或分离方面的材料；
A—改进型材料；
B—改进型材料；
C—改进型材料。

编写：林慧国（钢铁研究总院）
李　明（钢铁研究总院）

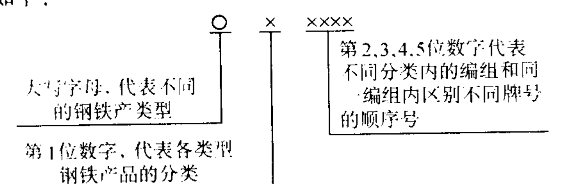
第 2 章　我国钢铁及合金牌号统一数字代号的表示方法[1]

1　概述

我国钢铁及合金牌号统一数字代号体系，简称为“ISC”，即 Iron and Steel Code 的缩写。可以认为这是我国钢铁产品牌号数字化的开端。

我国现行的钢铁产品牌号表示方法，在建立我国钢铁材料标准体系等方面曾起到积极的作用，但随着时代的发展，现有的牌号表示方法已显露出多种缺点，例如体系繁杂、混乱，多数牌号显得冗长，不便于实际操作，不利于现代化管理。根据钢铁产品的生产、使用、科研、设计、物资管理和标准化等部门的要求，也为了迎接数字化时代的到来，适应现代化管理的需要，便于计算机的存储、检索和数据处理，我国于 1995 年开始进行了钢铁牌号数字化的准备工作。在这一过程中浏览了世界各国的金属数字牌号系统，主要参考了美国的 UNS 系统，即《金属与合金统一数字代号体系》(SAE J1086/ASTM E527—1995)，欧洲标准《钢的牌号数字体系》[EN 10027-2（1992）] 和国际标准《金属牌号的统一形式》[ISO/TR 7003：1990（E）]，同时结合我国钢铁材料生产、使用的特点，于 1998 年正式以国家标准发布了《钢铁及合金牌号统一数字代号体系》，简称为“ISC”。该标准对数字代号体系明确规定，凡列入国家标准和行业标准的钢铁及合金产品应同时列入产品牌号和统一数字代号，相互对照、并列使用、共同有效。

统一数字代号采用单个大写拉丁字母作前缀，后接 5 位阿拉伯数字。对任何产品都规定统一的固定位数，其结构形式如下：



由于钢铁材料的种类很广，为便于编制统一数字代号，将钢铁及合金划分为 15 个类型（用前缀字母表示，一般不使用“I”和“O”字母），设置 15 类统一数字代号，见表 2.2-1。

表 2.2-1　美洲钢铁及合金的类型与统一数字代号

钢铁及合金的类型	英文名称	前缀字母	统一数字代号
合金结构钢	Alloy structural steel	A	A×××××
轴承钢	Bearing steel	B	B×××××
铸铁、铸钢及铸造合金	Cast iron, cast steel and cast alloy	C	C×××××
电工用钢和纯铁	Electrical steel and iron	E	E×××××
铁合金和生铁	Ferro alloy and pig iron	F	F×××××
高温合金和耐蚀合金	Heat resisting and corrosion resisting alloy	H	H××××××
精密合金及其他特殊物理性能材料	Precision alloy and other special physical character materials	J	J×××××
低合金钢	Low alloy steel	L	L×××××
杂类材料	Miscellaneous materials	M	M×××××
粉末及粉末材料	Powders and powder materials	P	P×××××
快淬金属及合金	Quick quench metals and alloys	Q	Q×××××
不锈、耐蚀和耐热钢	Stainless, corrosion resisting and heat resisting steel	S	S×××××
工具钢	Tool steel	T	T×××××
非合金钢	Unalloy steel	U	U×××××
焊接用钢及合金	Steel and alloy for welding	W	W×××××

表 2.2-1 中所谓的“钢铁及合金的类型”，是指用于编制统一数字代号的“类型”。因为每一“类型”中包括几类相似或近似的材料，把它们放在一起，可以充分利用数字代号体系空间，也便于管理。

其次，表 2.2-1 中的“统一数字代号”栏的每一行都包含着本类型的一系列的数字代号。对于每一个统一数字代号，只能适用于一个产品牌号，换言之，每一个产品牌号只能对应于某一个数字代号。如果当某个产品牌号因故被取消后，一般情况下，原对应的统一数字代号不再使用，即不再给予另一产品牌号作为对应的数字代号。

为方便起见，现按前缀拉丁字的顺序对各类型材料的分类、编组及统一数字代号的表示方法进行介绍。

2　合金结构钢

统一数字代号为 A×××××，字母“A”后面的第 1 位数字代表合金结构钢的编组，见表 2.2-2。第 2 位数字表示同一编组中的不同编号。第 3、4 位数字表示碳含量特性值，与合金结构钢牌号表示碳含量的数值基本一致（有时可略作调整）。第 5 位数字表示不同质量等级和专门用途。例如：合金结构钢 30CrMnSiA，其统一数字代号为 A24303。

表 2.2-2　合金结构钢编组与统一数字代号

统一数字代号	合金结构钢（包括合金弹簧钢）编组
A0××××	Mn（×），MnMo（×）系钢
A1××××	SiMn（×），SiMnMo（×）系钢
A2××××	Cr（×），CrSi（×），CrMn（×），CrV（×），CrMnSi（×）系钢
A3××××	CrMo（×），CrMoV（×）系钢
A4××××	CrNi（×）系钢
A5××××	CrNiMo（×），CrNiW（×）系钢
A6××××	Ni（×），NiMo（×），NiCoMo（×），Mo（×），MoWV（×）系钢
A7××××	B（×），MnB（×），SiMnB（×）系钢
A8××××	（暂空）
A9××××	其他合金结构钢

[1] 本章主要参考我国国家标准《钢铁及合金牌号统一数字代号体系》及标准编制说明。



在参考和应用表 2.2-2 时，还应注意以下几点。

1）合金结构钢类型包括的合金弹簧钢未单独编组，其数字代号分别列在相应的系列钢（编组）中。

2）合金结构钢类型不包括：焊接用合金钢、合金铸钢、粉末冶金合金结构钢等。不包括的这几类钢应分别列在“焊接用钢和合金”（W×××××）、“铸铁、铸钢和铸造合金”（C×××××），“粉末及粉末冶金材料”（P×××××）等类型中。

3）A0××××组和 A1××××组不包括含 Cr、Ni、Co 元素的钢，换言之，凡含 Cr、Ni、Co 元素的钢，应分别列在其他主元素的钢组中。

4）A2××××组不包括含 Ni，Mo，Co 元素的钢，A3××××组不包括含 Ni，Co 元素的钢，A4××××组不包括含 Mo、W 元素的钢，处理方法同上。

5）A7××××组主要为硼（B）钢编组，不包括含 Cr，Ni，Co 等元素的钢，凡有 Cr，Ni，Co 等元素的含 B 钢，不列入此编组，而分别列在其他主元素的钢组中。

3 轴承钢

统一数字代号为 B×××××，字母“B”后面的第 1 位数字代表轴承钢的编组，见表 2.2-3，在 B0××××组，B1××××组和 B2××××组，第 2 位数字表示同一编组中的不同编号，第 3，4 位数字表示合金元素含量，第 5 位数字为区别不同牌号的顺序号。例如：高碳铬轴承钢 GCr15，其统一数字代号为 B00150。至于 B3××××组和 B4××××组的第 2～5 位数字的含义，将根据牌号具体情况再确定。

表 2.2-3 轴承钢编组与统一数字代号

统一数字代号	轴承钢编组	统一数字代号	轴承钢编组
B0××××	高碳铬轴承钢	B5××××	（暂空）
B1××××	渗碳轴承钢	B6××××	（暂空）
B2××××	高温、不锈轴承钢	B7××××	（暂空）
B3××××	无磁轴承钢	B8××××	（暂空）
B4××××	石墨轴承钢	B9××××	（暂空）

4 铸铁、铸钢及铸造合金

统一数字代号为 C×××××，字母“C”后面的第 1 位数字代表本类型的编组，见表 2.2-4。

表 2.2-4 铸铁、铸钢及铸造合金编组与统一数字代号

统一数字代号	铸铁、铸钢及铸造合金编组
C0××××	铸铁（包括灰铸铁、球墨铸铁、黑心可锻铸铁、珠光体可锻铸铁、白心可锻铸铁、抗磨白口铸铁、中锰抗磨球墨铸铁、高硅耐蚀铸铁、耐热铸铁等）
C1××××	铸铁（暂空）
C2××××	非合金铸钢（包括一般非合金铸钢、含锰非合金铸钢、一般工程和焊接结构用非合金铸钢、特殊专用非合金铸钢等）
C3××××	低合金铸钢
C4××××	合金铸钢（不锈耐热铸钢、铸造永磁钢除外）
C5××××	不锈耐热铸钢
C6××××	铸造永磁钢和合金
C7××××	铸造高温合金和耐蚀合金
C8××××	（暂空）
C9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-4 时，还应了解以下几点。

1）C0××××组的第 2 位数字为现在铸铁分类编组号，其中：C00×××代表灰铸铁；C01×××代表球墨铸铁；C02×××代表黑心可锻铸铁和球光体可锻铸铁；C03×××代表白心可锻铸铁；C04×××代表抗磨白口铸铁；C05×××代表中锰抗磨球墨铸铁；C06×××代表高硅耐蚀铸铁；C07×××代表耐热铸铁。第 3、4 位数字一般表示抗拉强度（十分之一），或者合金元量含量或合金系列编号。第 5 位数字表示同一编组内区别不同牌号的顺序号。例如：球墨铸铁 QT400-18，其统一数字代号为 C01402；含锰钨抗磨白口铸铁 KmTBMn5W3，其统一数字代号为 C04010。

2）C2××××组的第 2 位数字为非合金铸钢分类编组号，其中：C20×××代表一般非合金铸钢；C21×××代表含锰非合金铸钢；C22×××代表屈服强度＞200 MPa～＜300 MPa的一般工程和焊接结构用非合金铸钢；C23×××代表屈服强度＞300 MPa 至＜400 MPa 的一般工程焊接结构用非合金铸钢；C25×××为特殊专用非合金铸钢；C24×××和 C26×××～C29×××暂空，备用。

在 C20×××组和 C21×××组中，第 3，4 位数字表示碳含量特征值，第 5 位数字为顺序号。例如：碳素铸钢 ZG45，其统一数字代号为 C20450。

在 C22×××组和 C23×××组中，第 2、3 位数字表示屈服强度最值低（十分之一），第 4，5 位数字表示抗拉强度最低值（十分之一）。例如：一般工程和焊接结构用非合金铸钢 ZG230-450，其统一数字代号为 C22345。

3）C3××××组的第 2 位数字为低合金铸钢分类编组号，其中：C32×××至 C38×××为表示强度特征值的低合金铸钢；其余组暂空，备用。强度特征值的表示方法同非合金铸钢。

4）C4××××组为合金铸钢，包括合金结构钢铸钢和高锰铸钢。其第 2 位数字为合金铸钢的合金系列编组号，其中 C40×××—— Mn 钢；C41×××—— MnMo 钢；C42×××—— SiMn 钢，C43×××—— Cr 钢；C44×××—— CrMo 钢，CrMnMo 钢；C45×××—— CrMnSi 钢；C46×××—— CrNiMo 钢；C47×××—— SiCrMo 钢，CrSiNiMo 钢；等等。第 3，4 位数字表示成分含量（碳或合金含量）特征值。第 5 位数字为顺序号。例如：合金铸钢 ZG35CrMnSi，其统一数字代号为 C45350；高锰铸钢 ZGMn13-2，其统一数字代号为 C40132。

5）C5××××组的第 2 位数字为不锈耐热铸钢分类编组号，与 S×××××类型（不锈、耐蚀和耐热钢）的第 1 位数字含义相同，即：C51×××——铁素体型铸钢；C52×××——奥氏体-铁素体型铸钢；C53×××——奥氏体型铸钢；C54×××——马氏体型铸钢；C55×××——沉淀硬化型铸钢。第 3，4 位数字含义，与 S×××××类型第 2，3 位数字含义相同。第 5 位数字为顺序号。例如：双相不锈铸钢 ZG1Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N，其统一数字代号为 C52170。

6）C6××××组的第 2 位数字为铸造永磁钢和合金分类编组号，其中：C60×××——铸造永磁钢；C61×××——铸造铝镍钴永磁合金；C62×××——铸造铁铬钴钼永磁合金；等等。各类的第 3，4，5 位数字表示含义不同，但都表示出最大的磁能积的最低值。

7）C7××××组的第 2 位数字为铸造高温合金和耐蚀合金分类编组号，其中：C70×××——铸造耐蚀合金；C72×××——时效硬化型铁基铸造高温合金；C74×××——时效硬化型镍基铸造高温合金；C76×××——时效硬化型钴基铸造高温合金。由于一般铸造高温合金没有固溶强化型，所以使 C71×××，C73×××，C75×××为空位，以



便与产品牌号的分类顺序号相一致。上述各类第 2，3，4 位数字，即采用产品牌号中的三位特征数字。第 5 位数字为顺序号。例如：时效硬化型镍基铸造高温合金 K405，其统一数字牌号为 C74050。

5　电工用钢和纯铁

统一数字代号为 E×××××，字母“E”后面的第 1 位数字代表本类型的编组，见表 2.2-5。

表 2.2-5　电工用钢和纯铁编组与统一数字代号

统一数字代号	电工用钢和纯铁编组	统一数字代号	电工用钢和纯铁编组
E0××××	电磁纯铁	E5××××	冷轧取向硅钢（高磁感、特殊检验条件）
E1××××	热轧硅钢	E6××××	无磁钢
E2××××	冷轧无取向硅钢	E7××××	（暂空）
E3××××	冷轧取向硅钢	E8××××	（暂空）
E4××××	冷轧取向硅钢（高磁感）	E9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-5 时，还应了解以下几点。

1）E0××××组的第 2，3，4 位数字表示碳含量，第 5 位数字表示质量等级。例如：优质电磁纯铁 DT4A，碳含量≤0.025%，其统一数字代号为 E00253。

2）E1××××，E2××××，E3××××，E4××××组的第 2、3 位数字表示板、带厚度值（公称厚度值×100），第 4、5 位数字表示最大铁损值（P15/50）×10（近似值）。例如：热轧硅钢 DR280-35，最大铁损值（P15/50）为 2.80 W/kg，厚度为 0.35 mm，其统一数字代号为 E13528。

3）E5××××组的第 2，3 位数字表示带材厚度（公称厚度值×100），第 4，5 位数字表示磁特性等级。这类钢之所以单独列出，主要由于其特殊检验条件，难以用统一条件检验的最大铁损值表示。

4）E6××××组为无磁钢或低磁钢，第 2，3，4，5 位数字表示主要元素含量。这组钢包括 Fe-Mn-Al 系和 Cr-Ni 系奥氏体钢等，但纳标的牌号较少。

6　铁合金和生铁

统一数字代号为 F×××××，字母“F”后面的第 1 位数字代表本类型的编组，见表 2.2-6。

表 2.2-6　铁合金和生铁编组与统一数字代号

统一数字代号	铁合金和生铁编组
F0××××	生铁（包括炼钢生铁、铸造生铁、含钒生铁、球墨铸铁用生铁、铸造用磷铜钛低合金耐磨生铁、脱碳低磷粒铁等）
F1××××	锰铁合金及金属锰（包括低碳锰铁、中碳锰铁、高碳锰铁、高炉锰铁、锰硅合金、铌锰铁合金、金属锰、电解金属锰等）
F2××××	硅铁合金（包括硅铁合金、硅铝铁合金、硅钙合金、硅钡合金、硅钡铝合金、硅钙钡铝合金等）
F3××××	铬铁合金及金属铬（包括微碳铬铁、低碳铬铁、中碳铬铁、高碳铬铁、氮化铬铁、金属铬、硅铬合金等）
F4××××	钒铁、钛铁、铌铁及合金（包括钒铁、钒铝合金、钛铁、铌铁等）
F5××××	稀土铁合金（包括稀土硅铁合金、稀土镁硅铁合金等）
F6××××	钼铁、钨铁及合金
F7××××	硼铁、磷铁及合金
F8××××	（暂空）
F9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-6 时，还应了解以下几点。

1）F0××××组的第 2 位数字为生铁的分类编组号，其中 F01×××——炼钢生铁；F02×××——铸造生铁；F03×××——含钒生铁；F04×××——球墨铸铁用生铁；F05×××——铸造用磷铜钛低合金耐磨生铁；F06×××——脱碳低磷粒铁。

数字代号中的第 3，4 位数字采用产品牌号中的两位特征数字。第 5 位数字表示同一类牌号区分不同质量等级的顺序号。例如：含硅约 2.6%的铸造生铁，其产品牌号为 Z26，统一数字代号为 F02260。

2）F1××××组的第 2 位数字为锰铁合金及金属锰的分类组号，其中 F10×××——电炉低碳锰铁；F11×××——电炉中碳锰铁；F12×××——电炉高碳锰铁；F13×××——高炉锰铁；F14×××——锰硅合金；F15×××——锰铌铁合金；F16×××——一般金属锰；F17×××——电解金属锰；等等。

数字代号中的第 3，4 位数字表示锰含量百分数。第 5 位数字表示区分不同牌号的顺序号。

3）F2××××组的第 2 位数字为硅铁及合金的分类编组号，其中 F20×××——硅铁合金；F21×××——硅铝铁合金；F22×××——硅钙合金；F23×××——硅钡合金；F24×××——硅钡铝合金；F25×××——硅钙钡铝合金；等等。

数字代号中的第 3，4，5 位数字表示成分含量特性值和区分不同牌号的顺序号。

4）F3××××组的第 2 位数字为铬铁合金和金属铬的分类编组号，其中 F30×××——微碳铬铁；F31×××——低碳铬铁；F32×××——中碳铬铁；F33×××——高碳铬铁；F34×××——氮化铬铁；F35×××——铬硅合金；F36×××——金属铬；等等。

其第 3，4 位数字一般表示铬含量百分数（但 F34×××例外）。第 5 位数字表示顺序号。例如含铬 69%、含碳 0.25%的低碳铬铁，其产品牌号为 FeCr69C0.25，统一数字代号为 F31692。又如含铬 60%、含氮 3.0%以上、含碳 0.03%的氮化铬铁，其产品牌号为 FeNCr3-A，统一数字代号为 F34631。

5）F4××××组的第 2 位数字为钒铁、钛铁、铌铁及合金的分类编组号，其中 F40×××——钒铁；F41×××——钒铝合金；F42×××——钛铁；F43×××——铌铁；等等。

其第 3，4 位数字表示主要合金成分含量百分数。第 5 位数字为顺序号。

6）F5××××组的第 2 位数字为稀土铁合金的分类编组号，其中 F50×××——稀土硅铁合金；F51×××——稀土镁硅铁合金；等等。

其第 3，4 位数字表示稀土含量（或者稀土、镁含量）特性值。第 5 位数字为顺序号。

7）F6××××组的第 2 位数字为钼铁、钨铁及合金的



分类编组号，其中 F60×××——钼铁；F61×××——钨铁等等。

其第 3，4 位数字表示钼含量或钨含量百分数。第 5 位数字为顺序号。例如含钼 55% 以上的钼铁合金，其产品牌号为 FeMo55-B，统一数字代号为 F60552。

8）F7××××组的第 2 位数字为硼铁、磷铁及合金的分类编组号，其中 F70×××——硼铁；F71×××——磷铁；等等。

其第 3，4 位数字表示主要合金成分（硼或磷等）含量百分数。第 5 位数字为顺序号。

7 高温合金和耐蚀合金

统一数字代号为 H×××××，字母“H”后面的第 1 位数字代表本类型的编组，见表 2.2-7。

表 2.2-7 高温合金和耐蚀合金编组与统一数字代号

统一数字代号	高温合金和耐蚀合金编组
H0××××	耐蚀合金（包括固溶强化型铁镍基合金、时效硬化型铁镍基合金、固溶强化型镍基合金、时效硬化型镍基合金）
H1××××	高温合金（固溶强化型铁镍基合金）
H2××××	高温合金（时效硬化型铁镍基合金）
H3××××	高温合金（固溶强化型镍基合金）
H4××××	高温合金（时效硬化型镍基合金）
H5××××	高温合金（固溶强化型钴基合金）
H6××××	高温合金（时效硬化型钴基合金）
H7××××	（暂空）
H8××××	（暂空）
H9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-7 时，还应了解以下几点。

1）H0××××组的第 2 位数字为耐蚀合金按基体成分和强化特征分类编组号，其中：H01×××——固溶强化型铁镍基耐蚀合金；H02×××——时效硬化型铁镍基耐蚀合金；H03×××——固溶强化型镍基耐蚀合金；H04×××——时效硬化型镍基耐蚀合金。第 2，3，4 位数字与耐蚀合金牌号中的三位特征数字相一致。第 5 位数字为顺序号。例如：固溶强化型镍基耐蚀合金 NS312，其统一数字代号为 H03120。

2）H1××××组至 H6××××组的第 1，2，3，4 位数字，其编号原则与现有高温合金牌号基本一致。第 5 位数字为顺序号。例如：固溶强化型铁镍基高温合金 GH1035 和 GH1035A，其统一数字代号分别为 H10350 和 H10351。

3）表 2.2-7 中不包括：铸造高温合金和耐蚀合金、粉末冶金高温合金和耐蚀合金、焊接用高温合金和耐蚀合金。不包括的材料分别列在 C×××××、P×××××和 W×××××。

8 精密合金及其他特殊物理性能材料

统一数字代号为 J×××××，字母“J”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-8。

在参考和应用表 2.2-8 时，还应了解以下几点。

1）表中 J1××××组至 J4××××组的第 2 位数字表示合金系列分类编组号。第 3，4 位数字与现有精密合金牌号中“J”后面的两位特征数字相一致。第 5 位数字一般表示质量等级或区分特性的顺序号。

表 2.2-8 精密合金及其他特殊物理性能材料编组与统一数字代号

统一数字代号	精密合金及其他特殊物理性能材料编组	统一数字代号	精密合金及其他特殊物理性能材料编组
J0××××	（暂空）	J5××××	热双金属
J1××××	软磁合金	J6××××	电阻合金（包括高电阻电热合金）
J2××××	变形永磁合金	J7××××	（暂空）
J3××××	弹性合金	J8××××	（暂空）
J4××××	膨胀合金	J9××××	（暂空）

2）J1××××组的分类编组号：J10×××为 Fe-Al 系软磁合金；J11×××为 Fe-Cr 系软磁合金；J12×××为 Fe-Co 系软磁合金；J13×××为 Fe-Ni-Co 系软磁合金；J14×××为 Fe-Ni 系软磁合金；J15×××为 Ni 基软磁合金（镍含量（质量分数）>50%）。

3）J2××××组的分类编组号：J20×××为变形永磁钢；J21×××为 Fe-Co-Mo（W）系永磁合金；F22×××为 Fe-Cr-Co 系永磁合金；F23×××为 Co-Fe-V 系永磁合金等。

4）J3××××组的分类编组号：J30×××为 Fe-Cr-Ni 系弹性合金；J31×××为 Co-Cr-Ni 系弹性合金；J32×××为 Ni-Cr 系和 Ni-Cr-Fe 系弹性合金等。

5）J4××××组的分类编组号：J40×××为 Fe-Cr 系和 Fe-Mn 系膨胀合金；J41×××为 Fe-Ni-Co 系膨胀合金；J42×××为 Fe-Ni 系、Fe-Ni-Cr 系和 Fe-Ni-Cu 系膨胀合金等。

6）J5××××组为热双金属，其中第 2，3 位数字表示比弯曲公称值（取整数）；第 4，5 位数字表示电阻率公称值。

其数字代号的第 2，3，4，5 位数字，通常与相应的产品牌号中“J”后面的四位数字相一致。如果遇到产品牌号中“J”后面有五位数字时，则其数字代号按一定规则进行修正。

7）J6××××组为电阻合金（包括高电阻电热合金），其中：J60×××为 Fe-Cr-Al 系高电阻电热合金；J61×××为 Fe-Ni-Cr 系高电阻电热合金；J62×××为 Ni-Cr 系精密电阻合金等。

8）表 2.2-8 中不包括电工用硅钢、纯铁、铸造永磁合金、粉末烧结磁性材料。这几类材料分别列入相关的类型中。

9 低合金钢

统一数字代号为 L×××××，字母“L”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-9。

表 2.2-9 低合金钢编组与统一数字代号

统一数字代号	低合金钢编组
L0××××	低合金一般结构钢（表示强度特性值的钢）
L1××××	低合金专用结构钢（表示强度特性值的钢）
L2××××	低合金专用结构钢（表示成分特性值的钢）
L3××××	低合金钢筋用钢（表示强度特性值的钢）
L4××××	低合金钢筋用钢（表示成分特性值的钢）



续表 2.2-9

统一数字代号	低合金钢编组
L5××××	低合金耐候钢
L6××××	低合金铁道专用钢
L7××××	（暂空）
L8××××	（暂空）
L9××××	其他低合金钢

在参考和应用表 2.2-9 时，还应了解以下几点。

1）本表不包括：焊接用低合金钢、低合金铸钢等。不包括的钢类分别列在“焊接用钢和合金”（W×××××），“铸铁、铸钢及铸造合金”（C×××××）等类型中。

2）表中 L0××××组、L1××××组和 L3××××组的第 2、3、4 位数字表示屈服强度（或抗拉强度）特性值，一般与现有低合金钢牌号所表示的屈服强度（或抗拉强度）数值基本一致。例如：低合金钢 Q345A 和 Q345B，其统一数字代号分别为 L03451、L03452。

3）对其他编组，第 2 位数字代表钢中合金元素系列编号，分 10 个系列，例如 Mn 钢、MnNb 钢、MnV 钢、MnTi 钢、SiMn 钢和含 3 种及 3 种以上元素的钢。第 3，4 位数字为表示钢中碳含量特性值，与现有低合金钢牌号中表示碳含量的数值基本一致（或稍有增减）。

4）第 5 位数字一般表示质量等级或用途而编为顺序号。

10 杂类材料

统一数字代号为 M×××××，字母“M”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-10。

表 2.2-10 杂类材料编组与统一数字代号

统一数字代号	杂类材料编组
M0××××	杂类非合金钢（包括原料纯铁、非合金钢球用钢等）
M1××××	杂类低合金钢
M2××××	杂类合金钢（包括锻制轧辊用合金钢、钢轨用合金钢等）
M3××××	冶金中间产品（包括钒渣、五氧化二钒、氧化钼块、铌磷半钢等）
M4××××	铸铁产品用材料（包括灰铸铁管、球墨铸铁管、铸铁轧辊、铸铁焊丝、铸铁丸、铸铁砂等用铸铁材料）
M5××××	非合金铸钢产品用材料（包括一般非合金铸钢材料、含锰非合金铸钢材料、非合金铸钢丸材料、非合金铸钢砂材料等）
M6××××	合金铸钢产品用材料（包括 Mn 系、MnMo 系、Cr 系、CrMo 系、CrNiMo 系、Cr（Ni）MoSi 系铸钢材料等）
M7××××	（暂空）
M8××××	（暂空）
M9××××	（暂空）

表 2.2-10 所谓的“杂类材料”，是指与其他常用的各类不能或难以汇集在一起的材料，为了便于编号和管理，故单独列为一类。各类材料的第 2 位数字表示同一编组的不同编号，第 3，4，5 位数字表示与产品特性（或成分、强度、硬度等）有关的特性值或区别不同牌号的顺序号。

11 粉末及粉末材料

统一数字代号为 P×××××，字母“P”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-11。

表 2.2-11 中各类材料的第 1，2 位数字代表分类编组号，第 3，4 位数字为区别不同牌号的顺序号，第 5 位数字表示材料的状态或特性。以上的分类方法及数字表示的含义均与《粉末冶金材料分类和牌号表示方法》的规定基本一致。

表 2.2-11 粉末及粉末冶金材料编组与统一数字代号

统一数字代号	粉末及粉末材料编组
P0××××	粉末冶金结构材料（包括粉末烧结铁及铁基合金、粉末烧结非合金结构钢、粉末烧结合金结构钢等）
P1××××	粉末冶金摩擦材料和减摩材料（包括铁基摩擦材料、铁基减摩材料等）
P2××××	粉末冶金多孔材料（包括铁及铁基合金多孔材料、不锈钢多孔材料）
P3××××	粉末冶金工具材料（包括粉末冶金工具钢等）
P4××××	（暂空）
P5××××	粉末冶金耐蚀材料和耐热材料（包括粉末冶金不锈钢、耐蚀和耐热钢、粉末冶金高温合金和耐蚀合金等）
P6××××	（暂空）
P7××××	粉末冶金磁性材料（包括软磁铁氧体材料、永磁铁氧体材料、特殊磁性铁氧体材料、粉末冶金软磁合金、粉末冶金铝镍钴永磁合金、粉末冶金稀土钴永磁合金、粉末冶金钕铁硼永磁合金等）
P8××××	（暂空）
P9××××	铁、锰等金属粉末（包括粉末冶金用还原铁粉、电焊条用还原铁粉、穿甲弹用铁粉、穿甲弹用锰粉等）

12 快淬金属及合金

统一数字代号为 Q×××××，字母“Q”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-12。

表 2.2-12 快淬金属及合金编组与统一数字代号

统一数字代号	快淬金属及合金编组	统一数字代号	快淬金属及合金编组
Q0××××	（暂空）	Q5××××	快淬热双金属
Q1××××	快淬软磁合金	Q6××××	快淬电阻合金
Q2××××	快淬永磁合金	Q7××××	快淬可焊合金
Q3××××	快淬弹性合金	Q8××××	快淬耐蚀耐热合金
Q4××××	快淬膨胀合金	Q9××××	（暂空）

如前所述，快淬金属及合金是正在发展中的新型材料，其中一部分与精密合金特性相近，但不完全属于精密合金，例如快淬可焊合金、快淬耐蚀耐热合金等。由于难以与精密合金放在一起，故单独列为一类。

数字代号中的第 1 位数字，与快淬金属牌号中字母“K”前面的一位数字相同。第 2，3，4 位数字与“K”后面的三



位数字相一致。第5位数字表示不同质量、特性而编为顺序号。例如：快淬软磁钴基合金 1K203，其统一数字代号为 Q12030。

13 不锈、耐蚀和耐热钢

统一数字代号为 S×××××。这类钢是按钢的金相组织特征分类编组的，这种编组与我国现行标准一致，与国际上的习惯也相一致，见表 2.2-13。

表 2.2-13 不锈、耐蚀和耐热钢编组与统一数字代号

统一数字代号	不锈、耐蚀和耐热钢编组	统一数字代号	不锈、耐蚀和耐热钢编组
S0××××	（暂空）	S5××××	沉淀硬化型钢
S1××××	铁素体型钢	S6××××	（暂空）
S2××××	奥氏体-铁素体型钢	S7××××	（暂空）
S3××××	奥氏体型钢	S8××××	（暂空）
S4××××	马氏体型钢	S9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-13 时，还应注意以下几点。

1）统一数字代号的编号原则，是把用量最大、使用最广的奥氏体型钢和马氏体型钢的编组，与美国的 UNS 系统和 AISI 标准的编号基本一致，并与英国、日本等国的不锈钢牌号基本对应，以便与国际通用牌号相对照。例如：我国的不锈钢 1Cr18Ni9，其统一数字代号为 S30210，相对应的美国牌号为 S30200（UNS 系统）和 302（AISI 标准），英国钢号为 302S25（BS 标准），日本钢号为 SUS302（JIS 标准）。实际上美国的 AISI 标准和 UNS 系统中不锈钢的分类并不完善，英国、日本的不锈钢钢号主要参照美国，但没有完全照搬。

2）统一数字代号的第 2、3 位数字（或 1～3 位组合）表示不同钢组。第 4 位数字表示钢中含有的辅元素（例如 Ti、Nb、N、Al、Cu 等）或顺序号。第 5 位数字表示低碳、超低碳或含 S、Se、Ca、Pb 等元素的易切削不锈钢（也有些是顺序号）。

3）表 2.2-13 中不包括：焊接用不锈钢、不锈铸钢、耐热铸钢、粉末冶金不锈耐热钢。不包括的各类材料分别列在"焊接用钢及合金"（W×××××），"铸铁、铸钢和铸造合金"（C×××××），"粉末及粉末冶金材料"（P×××××）等类型中。

14 工具钢

统一数字代号为 T×××××，字母"T"后面的第 1 位数字代表工具钢的编组，见表 2.2-14。

表 2.2-14 工具钢编组与统一数字代号

统一数字代号	工具钢编组
T0××××	非合金工具钢（包括一般非合金工具钢，含锰非合金工具钢）
T1××××	非合金工具钢（包括非合金塑料模具钢，非合金钎钢等）
T2××××	合金工具钢（包括冷作模具钢，热作模具钢，合金塑料模具钢，无磁模具钢等）
T3××××	合金工具钢（包括量具刃具钢）
T4××××	合金工具钢（包括耐冲击工具钢、合金钎钢等）
T5××××	高速工具钢（包括 W 系高速工具钢）
T6××××	高速工具钢（包括 W-Mo 系高速工具钢）
T7××××	高速工具钢（包括含 Co 高速工具钢）
T8××××	（暂空）
T9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-14 时，还应了解以下几点。

1）表 2.2-14 中不包括粉末冶金工具钢，这类钢列在"粉末和粉末材料"（P×××××）类型中。

2）T0××××组为一般非合金工具钢，其中：T00×××——一般碳素工具钢；T01×××——含锰碳素工具钢。第 3，4 位数字表示碳含量（千分之几）。第 5 位数字表示不同质量或特性，通常以"0"表示优质钢，"3"表示高级优质钢。例如：工具钢 T8MnA，其统一数字代号为 T01083。

3）T1××××组为专用非合金工具钢，其中，T10×××——非合金塑料模具钢，第 3、4 位数字表示平均碳含量（万分之几）。T11×××——非合金钎钢，第 3，4 位数字表示平均碳含量（千分之几）。两者碳含量的数量级不同，主要是为了与产品牌号中表示碳含量的数值一致。

4）T2××××组至 T4××××组，第 2 位数字代表分类编组号。第 3，4，5 位数字表示合金元素含量或顺序号。

5）T5××××组一般为 W-Cr-V 系钢，第 2，3，4，5 位数字按 W-Cr-V 元素以其含量由低到高排序。例如：钢号 W18Cr4V，其统一数字代号为 T51841。

6）T6××××组为钨-钼系高速钢，第 2，3，4，5 位数字按 W-Mo-Cr-V 元素以其含量由低到高排序。例如：钢号 CW-6Mo5Cr4V2，其统一数字代号为 T66542。

7）T7××××组包括 W-Cr-V-Co 系钢和 W-Mo-Cr-V-Co 系钢。在 W-Cr-V-Co 系钢中，第 2，3，4 位数字按 W-Cr 元素以其含量由低到高排序，Co 元素含量占第 5 位。例如：钢号 W12Cr4V5Co5，其统一数字代号为 T71245。在 W-Mo-Cr-V-Co 系钢中，第 2，3，4 位钢按 W-Mo-Cr 元素以其含量由低到高排序，Co 元素含量占第 5 位。例如：钢号 W6Mo5Cr4V2Co5，其统一数字代号为 T76545。

15 非合金钢

统一数字代号为 U×××××，字母"U"后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-15。

表 2.2-15 非合金钢编组与统一数字代号

统一数字代号	非合金钢编组
U0××××	（暂空）
U1××××	非合金一般结构及工程结构钢（表示强度特性值的钢）
U2××××	非合金机械结构钢（包括非合金弹簧钢，表示成分特性值的钢）
U3××××	非合金特殊专用结构钢（表示强度特性值的钢）
U4××××	非合金特殊专用结构钢（表示成分特性值的钢）
U5××××	非合金特殊专用结构钢（表示成分特性值的钢）
U6××××	非合金铁道专用钢
U7××××	非合金易切削钢
U8××××	（暂空）
U9××××	（暂空）



在参考和应用表 2.2-15 时，还应注意以下几点。

1）表 2.2-15 中的非合金钢，不包括非合金工具钢、电磁纯铁、焊接用非合金钢、非合金铸钢等，这几类分别列在“工具钢”，“电工用钢和纯铁”，“焊接用钢和合金”，“铸铁、铸钢和铸造合金”等类型中（见表 2.2-1）。

2）非合金钢的统一数字代号中第 2，3，4 位数字或第 3，4 位数字分别表示屈服强度（或抗拉强度）特性值，或者表示碳含量特性值，与相对应的碳素钢钢号中表示的屈服强度或抗拉强度或碳含量数值基本一致（或稍有调整）。第 5 位数字表示不同质量等级和脱氧程度而规定的顺序号。例如：碳素结构钢 08F 和 08E，其统一数字代号分别为 U20080，U20086。

16　焊接用钢和合金

统一数字代号为 W×××××，字母“W”后面的第 1 位数字代表本类型材料的编组，见表 2.2-16。

表 2.2-16　焊接用钢及合金编组与统一数字代号

统一数字代号	焊接用钢及合金编组
W0××××	焊接用非合金钢
W1××××	焊接用低合金钢
W2××××	焊接用合金钢（不含 Cr、Ni 钢）
W3××××	焊接用合金钢（W2××××，W4××××类除外）
W4××××	焊接用不锈钢
W5××××	焊接用高温合金和耐蚀合金
W6××××	钎焊合金
W7××××	（暂空）
W8××××	（暂空）
W9××××	（暂空）

在参考和应用表 2.2-16 时，还应了解以下几点。

1）W0××××组至 W3××××组的第 2 位数字表示不同钢系，第 3，4 位数字表示碳含量，第 5 位数字表示不同质量等级或顺序号。例如：焊接用低合金钢 H08MnSi，其统一数字代号为 W16082；焊接用合金钢 H10MnSiMoTiA，其统一数字代号为 W26103。

2）W4××××组为焊接用不锈钢，其第 2，3，4 位数字与不锈钢类型（S×××××）中同类相近牌号的第 1，2，3 位数字基本一致（或相近），第 5 位数字为顺序号。例如：焊接用马氏体不锈钢 H1Cr13，其统一数字代号为 W44100（相近的不锈钢 1Cr13，其统一数字代号为 S41010）。

3）W5××××组为焊接用高温合金和耐蚀合金，其第 2 位数字与 H×××××组（表 1-10）的第 1 位数字相对应。其中：W50×××组（焊接用耐蚀合金）的第 3，4，5 位数字与耐蚀合金牌号中的 3 位数字相一致；W51×××组至 W56×××组（焊接用高温合金）的第 2，3，4，5 位数字与高温合金牌号中的第 1～4 位数字相一致。

编写：林慧国（钢铁研究总院）
李　明（钢铁研究总院）



第3章　我国钢材规格的标记方法与钢材理论重量计算

1　概述

冶金工厂提供给用户的钢材，大部分是热轧钢材，例如热轧的型钢、钢板、钢管等大型钢材以及线材（盘条）等；一部分是冷轧钢材、冷拔钢材和挤压材。冷轧的有薄钢板、钢带和钢管等；冷拔的有钢丝以及小型型钢、条钢、钢管等；挤压的有管材、棒材等。对于某些截面较大的型钢，常采用锻造生产一定规格的锻钢件，例如锻制圆钢、方钢、扁钢等。另外，用于制造一些形状复杂、又要求较好力学性能的部件，由于难以进行轧制、锻造或切削加工，则大多由机械制造厂自行生产铸钢件。

总之，常用的钢材如果按制造加工方式分，就有上述的热轧钢材、冷轧钢材、冷拔钢材、挤压材、锻钢件和铸钢件等各大类。如果按钢材形状分，则有型钢、钢板与钢带、钢管、线材、钢丝等品种，每一品种钢材又有不同的尺寸规格或型号。在选择和使用钢材时，除了应了解钢号及其性能外，还应了解钢材的品种规格，以及交货状态等。为此，应当了解钢材品种规格的标记方法和钢材的理论重量计算。

钢材品种规格的标记方法将在下面分节介绍。钢材的理论重量计算，可采用理论重量计算的基本公式，也可应用理论重量计算的经验简式，后者亦在后面分节中介绍。由于钢材在生产过程中有允许偏差值，因此，用公式计算的理论重量与实际重量有一定差异，只能作为估算时的参考。

钢材理论重量计算的基本公式为：

$$W = FL\rho \times \frac{1}{1\ 000}$$

式中，W 为理论重量，kg；F 为截面积，mm^2；L 为长度，m；ρ 为密度，普通钢材密度为 7.85 g/cm^3。

各种钢材截面积的计算式见表 2.3-1，各种钢材的密度见表 2.3-2。

表 2.3-1　钢材截面积的计算公式

序号	钢 材 类 型	截面积计算公式	代 号 说 明
1	圆钢、圆盘条、钢丝	$F = 0.785\ 4d^2$	d —外径
2	方钢	$F = a^2$	a —边宽
3	圆角方钢	$F = a^2 - 0.8\ 584r^2$	a —边宽；r —圆角半径
4	六角钢	$F = 0.866a^2 = 2.598s^2$	a —对边距离；s —边宽
5	八角钢	$F = 0.828\ 4a^2 = 4.828\ 4s^2$	a —对边距离；s —边宽
6	等边角钢	$F = d(2b - d) + 0.214\ 6(r^2 - 2r_1^2)$	d —边厚；b —边宽； r —内面圆角半径；r_1 —端边圆角半径
7	不等边角钢	$F = d(B + b - d) + 0.214\ 6(r^2 - 2r_1^2)$	d —边厚；B —长边宽；b —短边宽； r —内面圆角半径；r_1 —端边圆角半径
8	工字钢	$F = hd + 2t(b - d) + 0.58(r^2 - r_1^2)$	h —高度；b —腿宽；d —腰厚； t —平均腿厚；r —内面圆角半径； r_1 —端边圆角半径
9	槽钢	$F = hd + 2t(b - d) + 0.34(r^2 + r_1^2)$	
10	钢板、扁钢、带钢	$F = a\delta$	a —边宽；δ —厚度
11	圆角扁钢	$F = a\delta - 0.858\ 4r^2$	a —边宽；δ —厚度；r —圆角半径
12	钢管	$F = 3.141\ 6\delta(D - \delta)$	D —外径；δ —壁厚

表 2.3-2　各种钢材的密度（参考值）

钢 材 名 称	密度 /$g \cdot cm^{-3}$	钢 材 名 称	密度 /$g \cdot cm^{-3}$
低碳钢	7.85	结构钢 Cr 钢	7.5～7.8
中碳钢	7.82	Mo 钢	8.1
高碳钢	7.81	CrNi 钢	7.9～7.95
工具钢	8.25	轴承钢	7.81
高速工具钢 W9%型	8.3	不锈钢 Cr13 型	7.75
高速工具钢 W18%型	8.7	不锈钢 18-8 型	7.93

2　型钢

2.1　型钢的品种与规格

型钢是指长度和截面周长之比相当大的直条钢材，有时也包括不属于钢板、钢管和线材的压力加工产品。过去，线材也包括在型钢一类中，现在线材按其生产特征已自成一类。型钢的断面形状有简单的和复杂的（或异型的）。简单断面型钢没有明显的凸凹分枝部分，包括圆钢、方钢、六角钢、扁钢等，统称为棒材。在我国习惯上把角钢也归入简单断面型钢一类。复杂断面型钢有明显的凸凹分枝部分，包括工字钢、槽钢及其他异型钢材。例如弯曲型钢，通过冷弯成形或热弯成形，可弯曲成各种复杂断面形状的钢材。经济断面型钢和高精度型材也发展很快，例如 H 型钢，即是经济型钢中的一种，汽轮机叶片则属于高精度型材。

钢轨属于专门用途的型钢，包括重轨、轻轨、起重机钢轨和其他专用钢轨。重轨用于铁路运输，轻轨用于矿山运输和工程结构。钢轨的规格按每米长度的重量千克（kg）标记。

型钢的常用品种与规格举例见表 2.3-3。

表 2.3-3 型钢的常用品种与规格举例

类别	常用品种	型钢规格举例①	
		型钢名称	型号、规格
普通型钢	型钢 条钢 螺纹钢 冷镦钢 锻材坯	普通工字钢	10～63 号
		轻型工字钢	8～70 号
		普通槽钢	5～40 号
		轻型槽钢	5～40 号
		等边角钢	2～20 号
		不等边角钢	2.5/1.6～20/12.5 号
		方钢	5.5～200
		圆钢	ϕ5.5～ϕ250
		扁钢	3×10～60×150
		螺纹钢	10～40
		锻材坯	90×90～500×500
优质型钢	碳素和合金结构钢 易切削结构钢 碳素和合金工具钢 高速工具钢 弹簧钢 轴承钢 中空钢 冷镦钢	碳素结构钢热轧材	
		圆钢	ϕ8～ϕ220
		方钢	10～120
		六角钢	8～70
		扁钢	3×25～36×100
		碳素结构钢锻材	
		圆钢	ϕ50～ϕ250
		方钢	50～250
		扁钢	25×60～120×260
		碳素结构钢冷拉材	
		圆钢	ϕ7～ϕ80
		方钢	7～70
		六角钢	7～75
		扁钢	5×8～30×50
钢轨	钢轨 钢轨配件	轻轨	9～30 kg/m
		重轨	38～60 kg/m
		起重机轨	QU-70/QU-120
异型钢	农用异型钢 矿用异型钢 汽车用异型钢 造船用球扁钢 热轧窗框与异型钢 冷弯型钢	犁铧钢 丁字钢 中凹扁钢 汽车轮辋 汽车挡圈 电梯钢 槽圆钢	菱角钢 半圆钢 刀边钢 钢板桩 钢球 冷弯卷边角钢 冷板卷边槽钢等

① 除已标出单位外，其余单位均为 mm。

2.2 型钢规格的标记方法

2.2.1 圆钢

在我国钢材物流领域，常用代表圆钢直径（mm）的符号“ϕ”加数字表示圆钢的规格，如“ϕ30”表示直径为 30 mm的圆钢。

在有关圆钢的国家标准中则采用如下的标记。

［例 1a］ 用 40Cr 钢轧成的直径为 50 mm，尺寸允许偏差为 2 组的热轧圆钢，其标记为：

$$\text{圆钢}\frac{\text{50-2-GB/T 702—1986}}{\text{40Cr-GB/T 3077—1999}}$$

［例 1b］ 用 40Cr 钢制造，尺寸允许偏差为 11 级，直径为 20 mm 的冷拉圆钢，其标记为：

$$\text{冷拉圆钢}\frac{\text{11-20-GB/T 905—1994}}{\text{40Cr-GB/T 3078—1994}}$$

从［例 1a］和［例 1b］来看，标记第一行所表示的直径和允许偏差的数字次序正好相反，这应当注意。冷拉方钢的标记也如此，这也说明我国的标准化工作尚不够规范。

2.2.2 方钢

在钢材物流领域，常用代表方钢的象形符号“□”和“边长×边长”（mm）表示方钢的规格，例如，“□15×15”，表示边长为 15 mm 的方钢。

在有关方钢的国家标准中则采用如下的标记。

［例 2］ 用 45 钢轧成的边长为 75 mm，允许偏差为 3 组的方钢，其标记为：

$$\text{方钢}\frac{\text{75-3-GB/T 702—1986}}{\text{45-GB/T 699—1999}}$$

2.2.3 扁钢

在钢材物流领域，常用代表扁钢的象形符号“▭”加“厚度×宽度”（mm）表示扁钢的规格，如“▭5×30”，表示厚度为 5 mm、宽度为 30 mm 的扁钢。

在有关扁钢的国家标准中则采用如下的标记。

［例 3］ 用 45 钢轧成的 10 mm×30 mm 扁钢的标记为：

$$\text{扁钢}\frac{10\times\text{30-GB/T 704—1988}}{\text{45-GB/T 699—1999}}$$

2.2.4 六角钢和八角钢

在钢材物流领域，常用表示六角钢内切圆直径即对边距离（mm）的符号“S=”加数字表示六角钢规格，例如“S=25”，表示对边距离为 25 mm 的六角钢；也有习惯用符号“•”表示内切圆直径的，如“•30”，表示内切圆直径（即对边距离）为 30 mm 的六角钢。

八角钢规格也采用对边距离符号“S=”表示。

在有关六角钢和八角钢的有关国家标准中则采用如下的标记。

［例 4a］ 用 20 钢轧成的 S=22 mm 六角钢的标记为：

$$\text{六角钢}\frac{\text{22-GB/T 705—1989}}{\text{20-GB/T 699—1999}}$$

［例 4b］ 用 T8 钢轧成的 S=25 mm 八角钢的标记为：

$$\text{八角钢}\frac{\text{25-GB/T 705—1989}}{\text{T8-GB/T 1298—1986}}$$

2.2.5 等边角钢

在钢材物流领域，等边角钢的规格有两种表示方法。一种是用号数表示，即以边宽（cm）作为等边角钢的号数，例如“3.6#”，表示边宽为 36 mm 的等边角钢。这种表示方法虽然简便，但对于同一边宽而不同边厚的角钢规格却不能表示，容易混淆。另一种是用代表角钢的象形符号“∟”加“边宽×边宽×边厚”（mm）来表示其规格，例如“∟36×36×5”，表示边宽为 36 mm、边厚为 5 mm 的等边角钢。

在有关等边角钢的国家标准中则采用如下的标记。

［例 5］ 碳素结构钢 Q235A，尺寸为 160 mm×160 mm×16 mm 的热轧等边角钢标记如下：

$$\text{热轧等边角钢}\frac{160\times160\times\text{16-GB/T 9787—1998}}{\text{Q235A-GB/T 700—1998}}$$

2.2.6 不等边角钢

在钢材物流领域，不等边角钢也有两种表示方法。一种

是用号数表示，不等边角钢的号数由分数式组成，分子表示长边宽度，分母表示短边宽度（单位均为 cm），例如“7/4.5 #”，表示长边宽 70 mm、短边宽 45 mm 的不等边角钢。另一种也用代表角钢的符号“∟”加“长边宽×短边宽×边厚”（mm）来表示其规格，例如用“∟ 70×45×5”来表示边厚为 5 mm 的上述不等边角钢。

在有关不等边角钢的国家标准中则采用如下标记。

[例 6]　钢号同［例 5］，尺寸为 160 mm×100 mm×10 mm的热轧不等边角钢标记如下：

$$热轧不等边角钢\frac{160\times100\times10\text{-GB/T 9788—1988}}{\text{Q235A-GB/T 700—1998}}$$

2.2.7　工字钢

在钢材物流领域，工字钢的规格有两种表示方法。一种以工字钢的高度（cm）作为号数，在号数前加象形符号“工”，在号数后加表示类型的字母：a—轻型，b—较重型，c—重型，例如“工 45a”，表示高度 $h=$ 450 mm 的轻型工字钢。但这种简便的表示不能看出工字钢腿宽和腰厚的具体尺寸。事实上由于腿宽和腰厚的尺寸不同，每米工字钢的重量也不同。

另一种是以符号“工”加“高度×腿宽×腰宽”（单位均为 mm）来表示其规格。例如“工 360×138×12”，表示高度为 360 mm、腿宽为 138 mm、腰厚为 12 mm 的工字钢。

在有关工字钢的国家标准中则采用如下的标记。

[例 7]　碳素结构钢 Q235B，尺寸为 400 mm×144 mm×12.5 mm 的热轧工字钢标记如下：

$$热轧工字钢\frac{400\times144\times12.5\text{-GB/T 706—1988}}{\text{Q235B-GB/T 700—1998}}$$

2.2.8　槽钢

在钢铁物流领域，槽钢的规格也有两种表示方法，除采用象形符号“[”表示槽钢外，其余表示方法基本上和工字钢相同。不过习惯上对于 16～22 号槽钢，如果不标明“a”，即可视为“b”型槽钢。

在有关槽钢的国家标准中则采用如下的标记。

[例 8]　钢号同［例 7］，尺寸为 180 mm×68 mm×7 mm 的热轧槽钢标记如下：

$$热轧槽钢\frac{180\times68\times7\text{-GB/T 707—1988}}{\text{Q235B-GB/T 700—1998}}$$

2.2.9　中空钢

凿岩钎杆用中空钢按截面形状分为六角中空钢和圆形中空钢。其规格代号由字母和两位数字组成，字母“B”表示六角中空钢，“D”表示圆形中空钢，后面的数字表示对边距离或外圆直径公称尺寸（mm）。例如：代号“B25”，表示对边距离为 25 mm 的六角中空钢；代号“D38”表示外圆直径为 38 mm 的圆形中空钢。

2.2.10　钢轨

钢轨分为重轨、轻轨和起重机钢轨。重轨（铁路钢轨）和轻轨的规格是以每米钢轨的理论重量近似值（单位：kg，取整数）表示，如“38 kg”，表示每米约重 38 kg 的钢轨规格。起重机钢轨是以轨面宽度值表示。轨型与理论重量的关系见表 2.3-4。

表 2.3-4　轨型与理论重量的关系

重　轨①		轻　轨②		起重机钢轨③		
轨型 /kg·m⁻¹	理论重量 /kg·m⁻¹	轨型 /kg·m⁻¹	理论重量 /kg·m⁻¹	型号	轨面宽度 /mm	理论重量 /kg·m⁻¹
38	38.733	9	8.94	QU70	70	52.80
43	44.653	12	12.20	QU80	80	63.69
45	—	15	15.20	QU100	100	88.96
50	51.514	22	22.30	QU120	120	118.10
60	60.64	30	30.10			

① 摘自 GB/T 2585—1981。
② 摘自 GB/T 11264—1989。
③ 摘自 YB/T 5055—1993。

2.3　型钢的理论重量计算

由于供应的钢材断面尺寸允许有偏差值，所以用公式计算的理论重量与钢材的实际重量有一定出入，但理论重量仍然是估算钢材时的主要参考。一般情况下，各种规格的钢材理论重量可以直接查表获得，但当缺乏这种条件时，可以采用理论重量计算（其基本公式见本章第 1 节）或简便的重量计算求得。型钢理论重量的经验计算简式见表 2.3-5。

表 2.3-5　型钢理论重量的经验计算简式

型钢种类	每 1 m 钢材重量计算简式/kg·m⁻¹
圆钢	$W=0.006\ 17\times(直径)^2$
方钢	$W=0.007\ 85\times(边长)^2$
扁钢	$W=0.007\ 85\times厚度\times宽度$
六角钢	$W=0.006\ 8\times(对边距离)^2$
八角钢	$W=0.006\ 5\times(对边距离)^2$
等边角钢	$W=0.015\times边宽\times边厚$
不等边角钢	$W=0.007\ 5\times边宽\times(长边+短边)$
a 型工字钢	$W_1=号数\times(1+\frac{号数}{50})$
b 型工字钢	$W_2=W_1\times1.1$
c 型工字钢	$W_3=W_1\times1.2$
a 型槽钢	$W_a=号数\times1.1$
b 型槽钢	$W_b=W_a\times1.14$
c 型槽钢	$W_c=W_a\times1.28$

[例 1]　求长度为 100 m，直径为 ϕ45 mm 圆钢的总重量？

解（a）　按经验计算简式（见表 2.3-5）：

$$W=0.006\ 17\times45^2\times100=1\ 249.43\ \text{kg}$$

即求得该圆钢总重量约为 1 249.43 kg。

（b）　按基本公式（见本章第 1 节）：

$$W=FL\rho\frac{1}{1\ 000}$$

式中　$F=0.785\ 4d^2$；$L=100$；$\rho=7.85$

代入得

$$W=0.785\ 4\times(45)^2\times100\times7.85\times\frac{1}{1\ 000}$$
$$=1\ 248.49\ \text{kg}$$

分析　（b）式与（a）式相比，每 100 m 重量误差约为 0.94 kg，再对照有关国家标准，该规格圆钢的理论重量为 12.5 kg/m，经验计算的误差更少些。

[例 2]　计算长度为 250 m 的 10/6.3 号不等边角钢（长边宽 100 mm，短边宽 63 mm，边厚 7 mm）的总重量，并分析误差。

解　用经验计算简式计算

$$W=0.007\ 5\times7\times(100+63)\times250=2\ 139.4\ \text{kg}$$

分析　对照有关国家标准，该规格不等边角钢的理论重



量为 8.722 kg/m，长度为 250 m 时，8.722 × 250 = 2 180.5 kg，即 250 m 的重量误差为 41.1 kg，每米误差 0.16 kg，准确率为 98%。

[例 3]　求长度为 1 m 的 32a 型号的工字钢重量，并分析误差。

解　用估算经验简式计算：

$$W_1 = 32 \times \left(1 + \frac{32}{\lambda}\right)$$

式中　系数 λ 值因工字钢号数不同而划分 5 个 λ 值。若作为现场估算，一般可取 λ = 50 作为估算系数。

号数	18,20,22,25,28,32	36,40,45,50	16,56	14,63	10,12.6
λ	50	55	60	70	90

采取 λ = 50，代入上式得

$$W_1 = 32 \times \left(1 + \frac{32}{50}\right) = 52.48\ \text{kg}$$

分析　对照有关国家标准，该型号工字钢的理论重量为 52.7 kg/m，每米误差为 0.22 kg，准确率为 99.6%。

[例 4]　求长度为 1 m 的 25b 型号槽钢的重量，并分析误差

解　用估算经验简式计算：

$$W_b = (25 \times 1.1) \times 1.14 = 31.35\ \text{kg}$$

分析　对照有关国家标准，该型号槽钢的理论重量为 31.335 kg/m，每米误差为 0.015 kg，准确率为 99.9%。

3　钢板和钢带

3.1　钢板和钢带的品种与规格

钢板是指宽厚比很大的矩形断面钢材，钢带（也称带钢）实际上是厚度薄、宽度较窄、长度很长的薄钢板，所以在我国也统称为板带材。绝大多数钢板是平板，也有表面具有菱形或扁豆形突棱的钢板，叫花纹钢板。钢板一般按厚度分类，钢板厚度 4 mm 以上的称中厚板，在我国习惯上称4 ~ 20 mm 厚的钢板为中板，大于 20 mm 的称厚板，超过60 mm 的称特厚板（不包括初轧板坯）。

对于 0.1 ~ 4 mm 的冷轧钢板或热轧钢板，单片的称为薄钢板，成卷的称为钢带或板卷，宽度在 650 mm 以上的称为宽钢带。厚度为 0.02 ~ 0.1 mm 的冷轧带材称为薄钢带，0.02 mm以下的带材称为箔材，钢铁箔材习惯上也称超薄带。对于厚度为 4 ~ 60 mm、宽度在 200 mm 以下的热轧钢材在我国称为扁钢，属于型钢，已如前述。

中厚板的品种按钢的质量和生产方法可分为普通钢板与优质钢板，此外还有复合钢板。普通钢板除包括普通碳素钢钢板和低合金钢钢板外，还包括专门用途的钢板，例如桥梁、造船、压力容器、汽车大梁等专用钢板。优质钢板则包括各优质钢类的钢板。薄钢板的品种按生产方法和表面质量等可分为普通薄钢板、酸洗薄钢板、冲压用薄钢板、镀层薄钢板（例如镀锌、镀锡、镀铅、彩色涂层）等。钢板和钢带的常用品种与规格举例见表 2.3-6 和表 2.3-7。

表 2.3-6　钢板常用品种与规格举例

类　别	常用品种	钢板规格举例	
		钢板名称	厚度/mm
普通钢板（包括普通钢和低合金钢钢板）	热轧普通厚钢板 热轧普通薄钢板 冷轧普通薄钢板	桥梁用钢板	4.5 ~ 50
		造船用钢板	1.0 ~ 120
		汽车大梁用钢板	2.5 ~ 12
		锅炉钢板	6 ~ 120

续表 2.3-6

类　别	常用品种	钢板规格举例	
		钢板名称	厚度/mm
普通钢板（包括普通钢和低合金钢钢板）	热轧普通厚钢板 热轧普通薄钢板 冷轧普通薄钢板	压力容器用钢板	6 ~ 120
		普通碳素钢钢板	0.3 ~ 200
		低合金钢钢板	1.0 ~ 200
		花纹钢板	2.5 ~ 8.0
		镀锌薄钢板	0.25 ~ 2.5
		镀锡薄钢板	0.1 ~ 0.5
		镀铅薄钢板	0.9 ~ 1.2
		彩色涂层钢板（带）	0.3 ~ 2.0
优质钢板	热轧优质钢厚钢板 热轧优质钢薄钢板 冷轧优质钢薄钢板	碳素结构钢钢板	0.5 ~ 60
		合金结构钢钢板	0.5 ~ 30
		碳素和合金工具钢钢板	0.7 ~ 20
		高速工具钢钢板	1.0 ~ 10
		弹簧钢钢板	0.7 ~ 20
		滚动轴承钢钢板	1.0 ~ 8
		不锈钢钢板	0.4 ~ 25
		耐热钢钢板	4.5 ~ 35
复合钢板		不锈复合厚钢板	4 ~ 60
		塑料复合薄钢板	0.35 ~ 2.0
		犁铧用三层钢板	5 ~ 10

表 2.3-7　钢带常用品种与规格举例

类别	常用品种	钢带规格举例		
		钢带名称	厚度/mm	宽度/mm
普通钢带	热轧普通钢钢带 冷轧普通钢钢带	普通碳素钢钢带	2.6 ~ 2.0（热轧）	50 ~ 600
			0.1 ~ 3.0（冷轧）	10 ~ 250
		镀锡钢带	0.08 ~ 0.6(冷轧)	
		软管用钢带	0.25 ~ 0.7(冷轧)	4 ~ 25
优质钢带	热轧优质钢钢带 冷轧优质钢钢带	碳素结构钢钢带	2.5 ~ 5.0(热轧)	100 ~ 250
			0.1 ~ 4.0(冷轧)	4 ~ 200
		合金结构钢钢带	0.25 ~ 3.0(冷轧)	10 ~ 120
		碳素和合金工具钢钢带	2.75 ~ 7.0(热轧)	15 ~ 300
			0.05 ~ 3.0(冷轧)	4 ~ 200
		高速工具钢钢带	1 ~ 1.5(冷轧)	50 ~ 100
		弹簧钢钢带	2.5 ~ 6.0(热轧)	60 ~ 180
			0.1 ~ 3.0(冷轧)	4 ~ 200
		热处理弹簧钢钢带	0.08 ~ 1.5(冷轧)	1.5 ~ 100
		不锈钢钢带	2.0 ~ 8.0(热轧)	15 ~ 1 600
			0.05 ~ 2.5(冷轧)	20 ~ 600

3.2　钢板和钢带规格的表示方法

3.2.1　钢板

在钢材物流领域，常以代表厚度的符号“δ”加表示厚



度的数字（mm）表示钢板的规格，例如“δ=20”，表示厚度为20 mm的中厚板。也可以在厚度的数字后标出宽度和长度，例如δ=1.0×1 000×2 000，表示厚度为1.0 mm、宽度为1 000 mm、长度为2 000 mm的薄钢板。

在有关钢板的国家标准中则采用如下的标记。

［例1］　用16Mn钢轧制的10 mm×1 800 mm×12 000 mm的钢板标记为：

$$钢板\frac{10\times 1\ 800\times 12\ 000\text{-GB/T 709—1988}}{\text{16Mn-GB/T 912—1989}}$$

［例2］　用20碳素结构钢轧成薄钢板，尺寸为1.0 mm×1 000 mm×1 500 mm，表面质量组别Ⅱ，拉延级别S级的钢板标记为：

$$钢板\frac{1.0\times 1\ 000\times 1\ 500\text{-GB/T 708—1988}}{\text{20-Ⅱ-S-GB/T 710—1991}}$$

3.2.2　钢带

在钢材物流领域，钢带也称带钢，多是成卷供应，不标出长度，所以钢带表示为“δ=厚度×宽度（mm）”。例如“δ=0.5×100”，表示厚度为0.5 mm、宽度为100 mm的钢带。

3.3　钢板和钢带的理论重量计算

钢板和钢带的理论重量（kg）经验计算简式为：

$$W=7.85（密度）\times 厚度\times 宽度\times 长度$$

式中，厚度单位为mm，宽度和长度单位均为m。

这种经验计算简式，虽然计量单位不一致，但从我们测量的习惯出发，有利于简化计算。

［例1］　一块厚度为10 mm，宽度为1.4 m，长度为6 m的钢板，试计算其重量。

解　按经验计算简式：

$$W=7.85\times 10\times 1.4\times 6=659.4\ \text{kg}$$

即该规格钢板的重量为659.4 kg。

［例2］　某机械厂每台机械产品需用65Mn钢带，规格为δ=0.55×60的钢带3 m/台，计划生产120台机械，试求共需消耗多少钢带？

解　按经验计算简式：

$$W=7.85\times 0.55\times 0.06\times 3\times 120=93.3\ \text{kg}$$

即需用65Mn钢钢带93.3 kg。

式中的0.06系将60 mm换算成0.06 m来计算的。

4　钢管

4.1　钢管的品种与规格

钢管是一种具有中空断面并两端开口的长条形钢材。钢管同圆钢、方钢等实心断面的钢材相比，在抗弯、抗扭强度相同时，具有重量较轻的特点。钢管按生产方法分为无缝钢管和焊接钢管两大类。

无缝钢管是用实心钢坯（管坯）经穿孔后制成的，又分为热轧管、冷轧管、冷拔管、挤压管等。按断面形状，分为圆形管和异形管两种。异形无缝钢管有方形、三角形、六角形、矩形、菱形、梯形、半圆形、椭圆形、瓜子形、梅花形、双凹形、双凸形等。

焊接钢管是钢带经过卷曲成型后焊接成的，又分为电弧焊管、高频或低频电阻焊管、气焊管、炉焊管等。按钢管焊缝分，有直缝焊管和螺旋缝焊管（大直径管）。和无缝钢管相比，焊接钢管具有规格范围广、钢管壁厚均匀、金属与能耗少、成本低等优点，所以获得迅速发展。近年来还发展了异形电焊钢管品种。

钢管的常用品种与规格举例见表2.3-8。

表2.3-8　钢管常用品种与规格举例

类别	常用品种	钢管规格举例	
		钢管名称	外径/mm
无缝钢管	热轧无缝钢管 冷轧(轧)无缝钢管 挤压无缝钢管 异形无缝钢管 渗铝钢管	结构用无缝钢管	2～630（热轧） 6～200（冷拔）
		锅炉用无缝钢管	10～426（热轧） 10～194（冷拔）
		锅炉用高压无缝钢管	22～530（热轧） 10～108（冷拔）
		高压油管用无缝钢管	6～7（冷拔）
		不锈耐酸钢无缝钢管	54～480（热轧） 6～200（冷拔）
		轴承钢无缝钢管	25～180（热轧） 25～180（冷拔）
		汽车半轴套管用无缝钢管	76～122（热轧）
		碳素结构钢毛细管	1.5～5（冷拔）
		渗铝钢管	20～90
焊接钢管	直缝电焊钢管 螺旋缝电焊钢管 炉焊钢管 气焊钢管 异形电焊钢管	低压流体输送用焊接钢管	10～165 (1/8～6 in)①
		低压流体输送用镀锌钢管	10～165 (1/8～6 in)①
		直缝电焊钢管	5～508
		螺旋缝电焊钢管	168.3～2 220

①　英制公称口径。

4.2　钢管规格的标记方法

4.2.1　无缝钢管

在钢材流通领域，常用代表钢管外径的符号“φ”加代表外径和壁厚的数字（单位均为mm）来表示圆形无缝钢管的规格，例如“φ57×3.5”，表示外径为57 mm、壁厚为3.5 mm的圆形无缝钢管。

在有关各种无缝钢管的国家标准和行业标准中则分别采用如下的标记。

［例1］　用10钢制造的外径为76 mm、壁厚为3.5 mm的热轧无缝钢管，直径和壁厚为普通级精度，长度为3 000 mm倍尺，标记为：

钢管10－76×3.5×3 000倍－GB/T 3087—1999

［例2］　用20钢制造的外径为60 mm、壁厚为4.5 mm的冷拔无缝钢管，直径为高级精度，壁厚为普通级精度，长度为5 000 mm，标记为：

钢管拔20－60高×4.5×5 000－GB/T 3087—1999

［例3］　用10钢制造的六角内圆形无缝钢管，对边距B=30 mm，内圆直径d=17.1 mm，标记为：

六角内圆管10-30×17.1-YB/T 436—1964

［例4］　等壁厚矩形无缝钢管，其长度为50 mm，宽度为40 mm，壁厚为3 mm，标记为：

D-2-50×40×3-GB/T 3094—1982

冷拔无缝异型钢管的分类代号：D—等壁厚异型钢管；BD—不等壁厚异型钢管；BJ—变直径异型钢管。

D类异型钢管又分为：D－1为方形管；D－2为矩形管；D－3为椭圆形管；D－4为平椭圆形管；D－5为内外六角形管；D－6为直角梯形管。

4.2.2　焊接钢管

在钢材流通领域，常用管材内径的公称口径表示焊接钢管的规格，内径的公称口径是内径尺寸的近似值，一般略小于内径。焊接钢管的口径有两种表示方法，一种是用米制的



毫米（mm）为单位，例如 20 mm，25 mm；另一种是习惯上沿用英制，以英寸（in）为单位，如$\frac{1}{2}''$，1″，$2\frac{1}{2}''$等。

在有关各种焊接钢管的国家标准中则采用如下的标记。

［例 1］　用 0Cr19Ni9 不锈钢制造并经冷拔加工，以热处理状态交货的焊接钢管，外径为 25 mm，壁厚为 1.2 mm，长度为 6 000 mm，尺寸精度为普通级，其标记为：

0Cr19Ni9-25×1.2×6 000-L·R-GB/T 12771—1991

以上标记是以外径表示的。标记中：L 为冷拉态；R 为热处理态；（H 为焊接态；M 为磨光态）。

［例 2］　用 10 钢制造的低硬电焊钢管，外径为 70 mm，壁厚为 3.0 mm，长度为 7 000 mm 定尺，外径和壁厚尺寸均为较高精度，其标记为：

HG-DY-10-70D_2×3.0S_2×7 000DC-GB/T 13792—1992

标记中：HG 为焊管；DY 为低硬态；D_2 为外径较高精度的；S_2 为壁厚较高精度的；DC 表示定尺（BC 表示倍尺）。

4.3　钢管的理论重量计算

（1）圆形钢管理论重量的经验计算简式

$$W = 0.024\,66(D - S)S$$

式中，W 为钢管的理论重量；kg/m；S 为钢管公称壁厚，mm；D 为钢管的公称外径，mm。

［例 1］　一根碳素钢钢管，外径为 25 mm，壁厚为 1.6 mm，长度为 2 m，试求该钢管的重量。

解　按经验计算简式：

$$W = 0.024\,66 \times 1.6 \times (25 - 1.6) = 0.923 \text{ kg/m}$$

$$0.923 \times 2 = 1.846 \text{ kg}$$

即该无缝钢管的重量为 1.846 kg。

［例 2］　某住宅小区安装天然气管道，需要 $\phi108 \times 5.5$ 的钢管总长 280 m，试计算至少应准备这种钢管多少吨。

解　按经验计算简式，代入

$$W = 0.024\,66 \times 5.5 \times (108 - 5.5) = 13.902 \text{ kg/m}$$

$$13.902 \times 280 = 3\,892.56 \text{ kg}$$

即需要这种钢管的重量约为 3.893 t。

（2）高合金钢圆形钢管的理论重量计算

由于高合金钢密度的差异，因而计算中引入密度因子，其计算公式为：

$$W = \frac{\pi}{1\,000}S(D - S)q$$

式中，W 为钢管的理论重量，kg/m；π 为圆周率；S 为钢管公称壁厚，mm；D 为钢管公称外径，mm；q 为钢管的密度，kg/cm^3。

各种不锈钢管的密度见表 2.3-9。

表 2.3-9　各种不锈钢管的密度

钢　号	密度 /g·cm^{-3}	钢　号	密度 /g·cm^{-3}
00Cr17	7.70	0Cr13 00Cr18Mo2	7.75
00Cr19Ni11 0Cr18Ni11Ti 0Cr19Ni9 1Cr18Ni9 1Cr18Ni9Ti	7.93	00Cr17Ni14Mo 0Cr17Ni12Mo2 0Cr18Ni11Nb 0Cr15Ni20	7.98

（3）几种异型钢管的理论重量计算

凡断面不是圆形的钢管或虽是圆形但沿长度方向直径或壁厚发生了变化的钢管统称为异型钢管。异型钢管品种繁多，目前至少已达上万种。对这类钢管的理论重量计算有着各自的特点，不能一一列举。以下仅介绍几种冷拔异型钢管的理论重量计算公式，见表 2.3-10。

表 2.3-10　几种冷拔异型钢管的理论重量计算公式

代　号	钢 管 种 类	计 算 公 式	式中的特性符号
D-1	方形钢管	$W = 0.015\,7S\,(A + A - 2.858\,4S)$	A—钢管的边长，mm
D-2	矩形钢管	$W = 0.015\,7S\,(A + B - 2.858\,4S)$	A—钢管的长边，mm B—钢管的短边，mm
D-3	椭圆形钢管	$W = 0.012\,2S\,(A + B - 2S)$	A—钢管的长轴，mm B—钢管的短轴，mm
D-4	平椭圆形钢管	$W = 0.015\,7S\,(A + 0.570\,8B - 1.570\,8S)$	A—钢管的长轴，mm B—钢管的短轴，mm
D-5	内外六角形钢管	$W = 0.0271\,9S\,(B - 1.232\,7S)$	B—钢管的对边距离，mm
D-6	直角梯形钢管	$W = \left(2HS + AS + BS - \frac{\alpha}{\tan\frac{\alpha}{2}} + 0.017\,46\alpha - 4.752\,9S^2\right) \times 0.007\,85$ $\alpha = \arctan\frac{H}{A - B}$	A—钢管的下底边长，mm B—钢管的上底边长，mm H—钢管的高，mm

注：1. 以上各式中的通用符号；W 为异型钢管的理论重量，kg/m；S 为异型钢管的公称壁厚，mm。
2. 以上各式均以异型钢管的外圆角半径 $R = 1.5S$ 时，钢的密度为 7.85 g/cm^3 计算。

5　线材和钢丝

5.1　线材的品种与规格

线材是指直径为 5～30 mm 的热轧圆钢或相当于此断面的异型钢，因以盘卷型式交货，统称为盘条。国外盘条的规格已扩大到 $\phi36$ mm 甚至更大。过去线材包括在型钢类钢材中，现在按其生产特性，已自成一类。

常见的线材（盘条）多为圆形断面，异型断面的盘条生产较少。线材的品种一般按钢种可分为：

1）软线　系指普通低碳钢（碳含量 w_C 小于 0.25%）热轧圆盘条，在线材产品中所占的比例约为 80%。

2）优线和硬线　优线系指优质碳素钢盘条、制绳钢丝用盘条、琴钢丝用盘条等。通常把优质碳素钢中的中高碳钢（碳含量 w_C 不小于 0.45%）轧制的线材称为硬线。

3）焊线　系指焊条和焊丝用盘条，包括碳素焊条钢用盘条和合金焊条钢用盘条。

4）合金钢线材　指各种合金钢和低合金钢热轧圆盘条，例如轴承钢盘条、弹簧钢盘条、不锈钢盘条、合金工具钢盘条、低合金钢盘条等。

5）冷镦钢线材　主要用于制造螺栓、螺帽、螺钉、铆钉、自攻螺钉等紧固件以及各种冷镦成形的零配件。所用钢种一般为低、中碳优质碳素结构钢和合金结构钢的专用钢种。

线材常用的品种和规格举例见表 2.3-11。

表 2.3-11　线材常用的品种与规格举例

常用品种	盘条规格举例	
	盘条名称	直径/mm
热轧圆盘条 无扭控冷热轧盘条	低碳钢热轧圆盘条	5.0 ~ 30.0
	优质碳素钢热轧盘条	5.5 ~ 19.0
	焊接用碳素钢盘条	5.5 ~ 10.0
	焊接用不锈钢盘条	5.5 ~ 12.0
	制绳钢丝用优质碳素钢盘条	5.5 ~ 19.0
	琴钢丝用盘条	5.5 ~ 14.0
	不锈钢盘条	5.5 ~ 16.0
	低碳钢无扭控冷热轧盘条	5.5 ~ 22.0
	制绳钢丝用无扭控冷热轧盘条	5.5 ~ 22.0
	碳素焊接钢用无扭控冷热轧盘条	5.5 ~ 22.0

5.2　钢丝的品种与规格

钢丝由盘条经拉伸加工而成，属于金属制品的一种。钢丝常用品种有低碳钢钢丝、高碳钢钢丝、合金钢钢丝、预应力钢丝和专用钢丝等。钢丝横截面一般为圆形，另外根据专门用途需要，还生产方形、矩形、菱形、扁形、梯形、三角形、半圆形以及周期断面等十几种断面形状。钢丝用途广泛，包括轻工用钢丝、电工用钢丝、焊接用钢丝、纺织工业用钢丝、制绳钢丝、轮胎钢丝、弹簧钢丝、轴承钢丝、结构钢丝、工具钢丝、不锈耐蚀钢丝、电阻电热丝等 30 余种。

钢丝的规格按直径或截面尺寸可分为：特细钢丝（< 0.10 mm）、细钢丝（0.10 ~ 0.15 mm）、较细钢丝（0.50 ~ 1.50 mm）、中等钢丝（1.5 ~ 3.0 mm）、较粗钢丝（3.0 ~ 6.0 mm）、粗钢丝（6.0 ~ 8.0 mm）、特粗钢丝（> 8 mm）。实际应用时也用线规的线号表示钢丝规格（参见 5.3 节）。

5.3　线材和钢丝规格的标记方法

在钢材物流领域，热轧线材和圆形钢丝的规格表示方法与圆钢相同，即用符号“ϕ”加线材或钢丝的直径（mm）表示，例如：“ϕ4”表示直径为 4 mm 的钢丝。

在有关国家标准中则采用如下标记。

[例 1]　用 45 钢轧成直径为 5.5 mm，尺寸精度 C 级，盘重≥2 000 kg/盘（相当于盘条重量组别 V）的热轧盘条，其标记为：

$$\text{热轧盘条}\frac{5.5-\text{C}-\text{V}-\text{GB/T 14981—1994}}{45-\text{GB/T 4354—1994}}$$

[例 2]　用 T10A 碳素工具钢制造，直径为 3.8 mm、尺寸精度为 11 级的冷拉状态钢丝，其标记为：

$$\text{碳工钢丝}\frac{3.8-\text{h11}-\text{GB/T 342—1994}}{\text{T10A}-\text{L}-\text{GB/T 5952—1986}}$$

[例 3]　用 10 钢制造，尺寸精度为 12 级、边长为4 mm 的软态冷拉方钢丝，其标记为：

$$\text{冷拉方钢丝}\frac{12-4-\text{GB/T 3204—1982}}{10-\text{R}-\text{GB/T 3206—1982}}$$

另外，钢丝的规格也采用线规的线号表示，习惯上多沿用英制 SGW 标准线规，钢丝线号越大，其直径越小。钢丝直径（mm）与 SGW 线规号码的对照见表 2.3-12。

表 2.3-12　钢丝直径（mm）与 SGW 线规号码对照①

线号	00	0	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
直径	8.839	8.230	7.620	7.010	6.401	5.893	5.385	4.877	4.470	4.064	3.658	3.251	2.946
线号	12	13	14	15	16	17	18	19	20	21	22	23	24
直径	2.642	2.337	2.032	1.829	1.626	1.422	1.219	1.016	0.914	0.813	0.711	0.610	0.559
线号	25	26	27	28	29	30	31	32	33	34	35	36	37
直径	0.508	0.457	0.417	0.376	0.345	0.315	0.295	0.274	0.254	0.234	0.213	0.193	0.173
线号	38	39	40	41	42	43	44	45	46	47	48	49	50
直径	0.152	0.132	0.122	0.112	0.102	0.091 4	0.081 3	0.071 1	0.061 0	0.050 8	0.040 6	0.030 5	0.025 4

① SGW 是英国标准线规。

5.4　线材和钢丝的理论重量计算

热轧线材和圆形钢丝的理论重量计算，与圆钢的理论重量计算近似，线材的理论重量单位为 kg/m，而钢丝是以每 1 000 m的重量计算的。

[例 1]　直径为 0.8 mm 的圆钢丝，求长度 1 000 m 时的理论重量（设定钢的密度为 7.85）。

解　按经验计算简式：

$$W = 0.006\ 17 \times (0.8)^2 \times 1\ 000 = 3.948\ 8\ \text{kg/1 000 m}$$

即该规格圆钢丝每 1 000 m 的理论重量为 3.948 8 kg。

分析　对照有关国家标准，该规格圆钢丝的理论重量为 3.948 kg/1 000 m，经验计算的准确率为 99.99%。

在实际供应时，线材是按每盘重量计算的。

[例 2]　热轧盘条的每盘重量分为 5 个组别：Ⅰ组—60 ~ < 500 kg；Ⅱ组—500 ~ < 1 000 kg；Ⅲ组—1 000 ~ < 1 500 kg；Ⅳ组—1 500 ~ < 2 000 kg；Ⅴ组—≥2 000 kg。

钢丝大多也成盘交货，按其公称直径规定每盘重量。只有少数品种按需方要求，可供应直条钢丝。

[例 3]　重要用途低碳钢丝按有关标准规定，每盘钢丝应由一根钢丝组成，每盘重量按公称直径分为 6 个组别如下：



公称直径 /mm	盘重 ≥/kg	公称直径 /mm	盘重 ≥/kg
6.0～4.0	20	1.0～0.8	1
3.5～1.8	10	0.6～0.5	0.5
1.6～1.2	5	0.4～0.3	0.3

6　钢材状态标记和涂色标记

6.1　钢材状态标记

以往钢材状态标记大都采用汉语拼音字母，而且也不统一。1995 年颁发的有关国家标准（GB/T 15575—1995），规定钢材状态标记代号采用与其类别名称相对应的英文名称的首位字母（大写）和阿拉伯数字组合表示，这种标记代号适用于型钢、钢板、钢带、钢管、钢丝等各类钢材。在此以前颁布的各类钢材，部分尚在沿用原来的标记代号，今后将逐步过渡为统一的标记代号。

这种统一的标记代号由表示类别和特征两部分的代号组成。所谓的类别和特征包括：钢材的加工状态、截面形状、尺寸精度、边缘状态、表面质量、表面种类、表面化学处理、软化程度、硬化程度、热处理、力学性能、冲压性能、用途等共 13 类。例如：切边带钢的标记代号为 EC，其中 E 代表类别为边缘状态（Edge condition），C 代表特征为切边（Cut edge）。

还可采用阿拉伯数字作为钢材特征的标记代号。例如：低冷硬的钢带，其标记代号为 H1/4，其中 H 代表类别为硬化程度（Hard grade），1/4 代表特征为低冷硬。

另外，个别代号采用国际通用的标记代号。例如：冲压性能为超深冲压的钢板，其标记代号为 DQ，其中 Q 代表类别为冲压性能，D 代表特征为超深冲压。

钢材状态标记代号见表 2.3-13。

6.2　钢材涂色标记

钢厂供应的钢材，为了区别不同的类别、钢种或牌号，通常采用涂色、打印、挂牌、粘贴标签等标记方法。涂色就是用油漆将钢材涂上规定颜色的标记方法之一。一般涂在钢材一端的端面或端部，成捆交货的钢材涂在该捆同一端的端面上，盘条则涂在盘卷的外侧。钢材涂色标记必须采用统一规定的涂色，见表 2.3-14。

表 2.3-13　钢材状态标记代号

序号	类别和特征	标记代号	序号	类别和特征	标记代号
1	加工状态 1）热轧（含热扩、热挤、热锻） 2）冷轧（含冷挤压） 3）冷拉（拔）	W WH WC WCD	8	软化程度 1）半软 2）软 3）特软	S S1/2 S S2
2	截面形状和型号 用表示产品截面形状特征的英文字母作为标记代号。例如：方型空心型钢的代号为 QHS 如果产品有型号，应在表示产品形状特征的标记代号后加上型号		9	硬化程度 1）低冷硬 2）半冷硬 3）冷硬 4）特硬	H H1/4 H1/2 H H2
3	尺寸精度 1）普通精度 2）较高精度 3）高级精度 4）厚度较高精度 5）宽度较高精度 6）厚度宽度较高精度	P PA PB PC PT PW PTW	10	热处理 1）退火 2）球化退火 3）光亮退火 4）正火 5）回火 6）淬火＋回火 7）正火＋回火 8）固溶	T TA TG TL TN TT TQT TNT TS
4	边缘状态 1）切边 2）不切边 3）磨边	E EC EM ER	11	力学性能 1）低强度 2）普通强度 3）较高强度 4）高强度 5）超高强度	M MA MB MC MD ME
5	表面质量 1）普通级 2）较高级 3）高级	F FA FB FC	12	冲压性能 1）普通冲区 2）深冲区 3）超深冲压	Q CQ DQ DDQ
6	表面种类 1）酸洗（喷丸） 2）剥皮 3）光亮 4）磨光 5）抛光 6）麻面 7）发蓝 8）热镀锌 9）电镀锌 10）热镀锡 11）电镀锡	S SA SF SL SP SB SG SBL SZH SZE SSH SSE	13	用途 1）一般用途 2）重要用途 3）特殊用途 4）其他用途① 5）压力加工用 6）切削加工用 7）预锻用 8）热加工用 9）冷加工用	U UG UM US UO UP UC UF UH UC
7	表面化学处理 1）钝化（铬酸） 2）磷化 3）锌合金化	ST STC STP STZ			

① 其他用途可以指某种专门用途，在“U”后加专用代号。



表 2.3-14　钢材的涂色标记

类别	牌号或组别	涂色标记
优质碳素结构钢	05~15	白色
	20~25	棕色+绿色
	30~40	白色+蓝色
	45~85	白色+棕色
	15Mn~40Mn	白色二条
	45Mn~70Mn	绿色三条
合金结构钢	锰钢	黄色+蓝色
	硅锰钢	红色+黑色
	锰钒钢	蓝色+绿色
	铬钢	绿色+黄色
	铬硅钢	蓝色+红色
	铬锰钢	蓝色+黑色
	铬锰硅钢	红色+紫色
	铬钒钢	绿色+黑色
	铬锰钛钢	黄色+黑色
	铬钨钒钢	棕色+黑色
	钼钢	紫色
	铬钼钢	绿色+紫色
	铬锰钼钢	绿色+白色
	铬钼钒钢	紫色+棕色
	铬硅钼钒钢	紫色+棕色
	铬铝钢	铝白色
	铬钼铝钢	黄色+紫色
	铬钨钒铝钢	黄色+红色
	硼钢	紫色+蓝色
	铬钼钨钒钢	紫色+黑色
铬轴承钢	GCr6	绿色一条+白色一条
	GCr9	白色一条+黄色一条
	GCr9SiMn	绿色二条
	GCr15	蓝色一条
	GCr15SiMn	绿色一条+蓝色一条
高速工具钢	W12Cr4V4Mo	棕色一条+黄色一条
	W18Cr4V	棕色一条+蓝色一条
	W9Cr4V2	棕色二条
	W9Cr4V	棕色一条
不锈耐酸钢	铬钢	铝色+黑色
	铬钛钢	铝色+黄色
	铬锰钢	铝色+绿色
	铬钼钢	铝色+白色
	铬镍钢	铝色+红色
	铬锰镍钢	铝色+棕色
	铬镍钛钢	铝色+蓝色
	铬镍铌钢	铝色+蓝色
	铬钼钛钢	铝色+白色+黄色
	铬钼钒钢	铝色+红色+黄色
	铬镍钼钛钢	铝色+紫色
	铬钼钒钴钢	铝色+紫色
	铬镍铜钛钢	铝色+蓝色+白色
	铬镍钼铜钛钢	铝色+黄色+绿色
	铬镍钼铜铌钢	铝色+黄色+绿色
		（铝色为宽条，余为窄色条）
耐热钢	铬硅钢	红色+白色
	铬钼钢	红色+绿色
	铬硅钼钢	红色+蓝色
	铬钢	铝色+黑色
	铬钼钒钢	铝色+紫色
	铬镍钛钢	铝色+蓝色
	铬铝硅钢	红色+黑色
	铬硅钛钢	红色+黄色
	铬硅钼钛钢	红色+紫色
	铬硅钼钒钢	红色+紫色
	铬铝钢	红色+铝色
	铬镍钨钼钛钢	红色+棕色
	铬镍钨钼钢	红色+棕色
	铬镍钨钛钢	铝色+白色+红色
		（前为宽色条，后为窄色条）

编写：林慧国（钢铁研究总院）
李　明（钢铁研究总院）



第 3 篇

铁

主　编　　祖荣祥
编　写　　祖荣祥
审　稿　　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第 1 章　概　　述

铁是一种重要的金属元素，化学符号 Fe，灰白色金属，在门捷列夫的元素周期表中的原子序数为 26，相对原子质量为 55.85，常见的化合价为 +2、+3。

铁基材料自古至今一直是重要的金属材料。铁器时代的到来，铁器的制造和应用在人类历史的发展过程中曾发挥了巨大的推动作用。铁基材料制造的各种农具、工具、器械，大大提高了生产力，丰富了物质产品（例如粮食、布匹、日用品等），而且促进了交通、运输（车、船）的发展，因而使社会经济和人民的生活变得富裕、繁荣、舒适和方便。铁制武器（例如刀、剑、弓、弩、火炮等）的出现和广泛应用，大大增强了战斗力。这一切都极其有利于社会的文明化和进步。

我国早在大约公元前 6 世纪就有了液态炼铁技术，比西方差不多早一千多年。春秋战国时期铁的生产已相当发展，用铸铁制造各种农具被大量应用，对生产产生了很大的促进作用，此时可以说已经进入了铁器时代。

我国也是世界上最早制造铸铁器件的国家之一。早在春秋的晋国就曾铸出重量达 270 kg 的铸铁鼎。隋、唐以后的大型铸件制造更为发达，制品不断出现，例如河北沧州市著名的大铁狮（五代时期）即为典型代表。到宋代，铸造技术更发展到很高水平，例如湖北省当阳县的玉泉铁塔（1061 年），是迄今全国现存的最高、最重、最完整的铁塔。考古工作已发现了很多古代铁器制品。明末宋应星的著作《天工开物》中比较详细地记述了当时的冶金、铸造技术。另外，我国河北省满城出土的西汉时期（公元前 113 年）的宝剑，就是用块炼渗碳钢制成的，其碳含量（质量分数）为 0.1% ~ 0.6%，硬度为 220 ~ 300HV，而刃部的渗碳淬火层碳含量在 0.6%以上，硬度达 900HV。这一宝剑的金属成分、显微组织及性能等均达到很高的水平，令人称奇。

铁的地壳丰度为 5.6%，居氧、硅和铝之后，占第 4 位。自然界中的铁主要存在于含铁矿物中。迄今已发现的含铁矿石约有 300 多种，但是有使用价值、目前能够用作炼铁原料的只有 20 多种，其中主要的是磁铁矿（一种复杂的铁氧化物，成分为 $Fe^{2+}Fe_2^{3+}O_4$，反尖晶石型结构，晶体常呈八面体、菱形十二面体，颜色黑色，半金属光泽，主要产于鞍山、白云鄂博、大冶等）、赤铁矿（成分为 α-Fe_2O_3，三方晶系，刚玉型结构，分很多种类）、褐铁矿（多种物质的混合物，成分为 $Fe_2O_3 \cdot nH_2O$，铁一般在 30% ~ 40%，成分变化大）、菱铁矿（一种简单岛状碳酸盐矿物，成分为 $FeCO_3$，三方晶系，方解石型结构）。

即使在今天，铁基材料仍然是最重要的金属材料。因为它的生产工艺简单，成本低，而性能优良，能满足各种不同的使用要求，因此受到普遍的重视和欢迎。其用量大（年产量近 10 亿吨），用途广，作用重要，是其他任何材料无法相比的。诸如汽车、船舶、机械、化工、矿山、建筑、电子、农机，乃至国防建设，样样离不开铁基材料，因此铁基材料与国民经济、国防建设、人民生活息息相关、密不可分。

铁基材料包括纯铁、生铁、铸铁及钢等。它们都是以铁为主的铁碳合金（或者还含种类不同、数量不等的合金元素，例如 Si、Mn、Cr、Ni、W、Mo、V、Ti 等）。

纯铁、生铁和非合金钢在成分上的差别是碳含量的不同。

图 3.1-1 是铁碳平衡状态图。它表示在接近平衡（铁-石墨）和亚稳条件（铁-碳化物）下铁碳合金在不同碳含量、不同温度下出现的相和这些相之间的平衡关系，又称为铁碳相图。铁碳平衡状态图是研究和应用铁碳合金材料，制定生产、加工工艺的重要工具。

图中实线表示亚稳的 Fe-Fe_3C 系；虚线及部分实线表示稳定的 Fe-C（石墨）系。图中绝大多数曲线是根据实验测得的数字绘制而成；而有些线，例如 Fe_3C 的液相线、石墨在奥氏体中的溶解度等是通过热力学计算得到的。在铁碳平衡图中的单相区，除液相（L）之外，还有碳在 α、δ、γ 铁中的固溶体及铁碳化合物（渗碳体 Fe_3C）。将渗碳体作为一种组元看待，则铁碳平衡图就是 Fe-Fe_3C 平衡图。渗碳体是亚稳相，在适当条件下可转变为石墨。

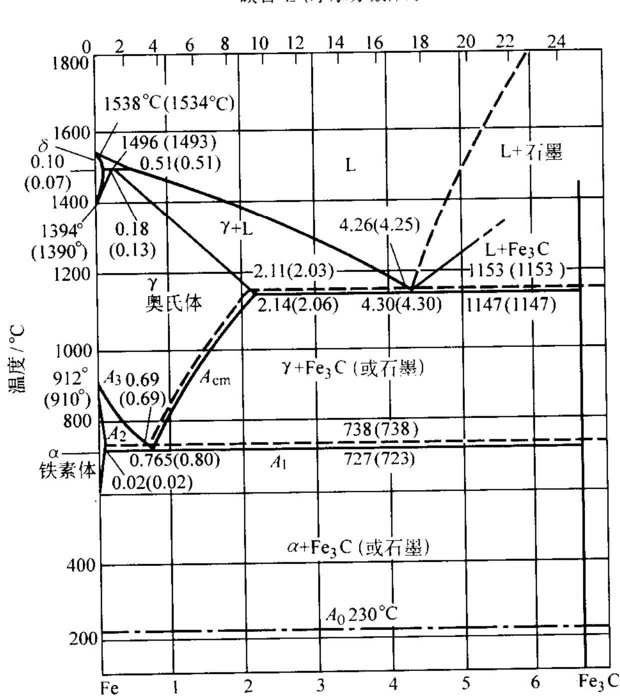


图 3.1-1　铁碳平衡图

纯铁是碳含量（质量分数）小于 0.02%的铁碳合金；

非合金钢是碳含量介于 0.02% ~ 2.11%的铁碳合金；

生铁是碳含量高于 2.11%的铁碳合金。

根据它们的碳含量范围，可以在铁碳平衡相图上找到纯铁、非合金钢和生铁所处的位置。

另外，铸铁也是碳含量大于 2.11%的铁碳合金（最高碳含量约 4%），但是它与生铁仍有差别。生铁主要用高炉生产，除供炼钢用外，还是制造铸铁的原料。铸造用生铁及废钢、铁合金等材料在冲天炉（亦称化铁炉）里经过熔化、调整成分等过程后得到；铸铁可通过铸造制成各种铸件，所以尽管是碳含量相同的铁碳合金，但生铁和铸铁是不同的。

严格地说，铸铁是碳含量大于 2%的铁碳硅合金，还含有少量 Mn、S、P 等元素。按照铸铁中碳的存在形式、形状及性能等铸铁分为六类。



1）灰口铸铁——碳主要以片状石墨形式存在、断口暗灰色，铸造性能优良，价格低廉。

2）球墨铸铁——碳主要以球状石墨形式存在，可进行退火、正火、淬火、回火等各种热处理，强度和韧性良好，应用广泛。

3）蠕墨铸铁——碳主要以蠕虫状石墨存在，其形态介于片状和球状之间。拉伸强度高于灰口铸铁，延伸性能也好。

4）可锻铸铁——铸态为白口组织，经石墨化退火或脱碳退火可使碳以团絮状析出。强韧性较好，铸造性能也不错。

5）白口铸铁——碳主要以渗碳体（Fe_3C）形成存在，无石墨析出，硬度很高，韧性很差，常用来制造耐磨铸件。

6）合金铸铁——普通铸铁中加入合金元素而成，可以改善其性能和基体组织，改变石墨或碳化物的数量、形态。合金铸铁分为耐热铸铁、耐蚀铸铁、耐磨铸铁、无磁铸铁等。

编写：祖荣祥（钢铁研究总院）



第2章 纯 铁

纯铁在理论上应该是百分之百的铁，即不含有任何杂质，但是实际上这是做不到的。实际生产出的纯铁总会含有多少不等的杂质，所以一般认为碳含量（质量分数）小于0.02%（其他杂质，例如 Si、Mn、P、S 等的含量亦很低）的铁即为纯铁，它实际上是碳含量极低的 Fe-C 合金。

纯铁的熔点是 1 538℃，相对原子量为 55.85，密度为 7.87 g/cm^3，质软，延性极好，容易变形。

1 纯铁的组织转变

纯铁有三种同素异构状态：

1）912℃以下为 α-Fe，体心立方晶体结构；

2）912～1 394℃为 γ-Fe，面心立方晶体结构；

3）1 394～1 538℃（熔点，凝固点）为 δ-Fe，亦是体心立方晶体结构。

在液态纯铁中，碳和铁可以完全互溶；而在固态，碳在铁中的溶解度是很小的，而且与作为溶剂的铁的晶体结构——α-Fe、γ-Fe、δ-Fe 有关。

因为铁有三种同素异构状态，所以碳溶于铁中而形成的固溶体也有三种：

1）铁素体 碳原子在体心立方结构 α-Fe 中形成的固溶体，亦称 α 固溶体。α-Fe 的晶格中最大的间隙半径仅为 0.031 nm，比碳原子的半径（0.077 nm）小得多，所以碳原子难以溶入 α-Fe。但是 α-Fe 的晶格总会有一些缺陷存在，例如晶体点阵中的空位、位错及晶界附近的部位，这些地方都为碳提供了可能溶存的位置，所以 α-Fe 中依然可溶入微量碳。实验结果证明在 723℃，α-Fe 中碳的溶解量（质量分数）可达 0.02%。

2）奥氏体（亦称 γ 固溶体） 碳原子在 γ-Fe 中形成的间隙固溶体。碳在 γ-Fe 中的最大溶解度为 2.11%。γ-Fe 八面体中心的空隙半径为 5.2×10^{-2} nm，比碳原子的半径略小。碳原子的溶入将导致晶格畸变，所以使一些八面体中心的空隙变小而不能容纳碳原子。这也使得碳在奥氏体中的分布不均匀，出现浓度起伏。纯铁中的奥氏体为颗粒状，比容小。

3）δ 铁素体（亦称 δ 固溶体） 碳原子在 δ-Fe 中形成的固溶体。碳在铁中的最大溶解度（质量分数）为 0.09%（1 495℃时）。δ 也是铁素体。

当纯铁由液态冷却至室温，或是由室温加热至液态，都要发生上述几种同素异构状态间的转变，即相变，只是转变的方向和次序正好相反，如图 3.2-1 所示。

图 3.2-1 是纯铁转变的热分析曲线，冷却时的转变如图 3.2-1a 所示，加热时的转变如图 3.2-1b 所示。

当液态纯铁逐渐被冷却，温度降至 1 538℃（熔点）时开始凝固，生成 δ-Fe。在整个凝固过程中，温度一直保持不变（图 3.2-1a），这是因为液态铁凝固时释放潜热所致。直至全部铁水完全结晶成为 δ-Fe，温度才又开始下降。

温度降至 1 394℃，δ-Fe 转变为 γ-Fe，称此为 A_4 转变，1 394℃为 A_4 转变点。之后，单一 γ-Fe 的温度继续下降，至 912℃转变为 α-Fe，称为 A_3 相变，912℃为 A_3 转变点。然后随着冷却，α-Fe 的温度继续下降。

在 A_4 和 A_3 点，冷却曲线上也出现温度保持不变的平台，这也是潜热的作用结果。

冷却至室温的纯铁为单一的 α-Fe，在金相显微镜下为多边形颗粒状。因为各 α-Fe 晶粒的位相不同，经腐蚀剂浸蚀

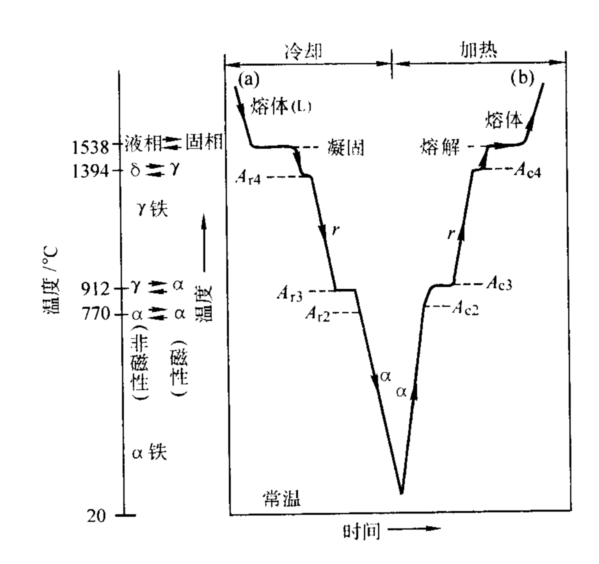


图 3.2-1 纯铁转变的热分析曲线

后被腐蚀的程度也不相同，所以在显微镜下也表现为明暗程度不同。

冷却过程中相变点的注脚加有“r”，例如 A_{r4}、A_{r3}，而加热过程中的相变点的注脚加有“c”字，如 A_{c3}、A_{c4}，以与平衡状态相区别（r 和 c 为法语字母）。

本来不论是加热还是冷却，只要是在平衡状态下发生上述转变，那么转变温度（A_3、A_4）就是固定的、相同的。但是实际上加热时的转变温度（A_{c3}、A_{c4}）和冷却时的转变温度（A_{r3}和 A_{r4}）并不相同，且都与 A_3 和 A_4 有一定差距。这是加热速度和冷却速度的影响所致。加热和冷却的速度越大，这种差别就越大，而且加热（或冷却）时，因加热（或冷却）速度不同，则相变温度 A_{c3}、A_{c4}（或 A_{r3}、A_{r4}）也会不同。与平衡态的相变点相比，加热时的相变点温度要高一些，冷却时相变点温度则低一些。

图 3.2-2 中给出 α 铁和 γ 铁的晶格类型。在相变点 A_3、A_4，纯铁就发生这两种晶格类型的相互转变（同素异构转变）。

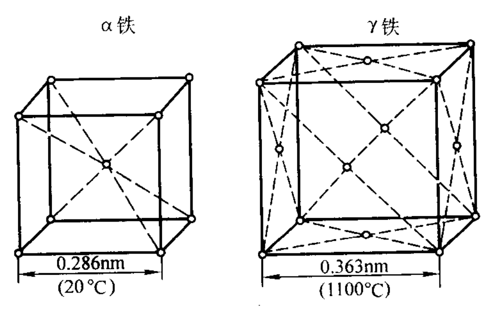


图 3.2-2 铁晶格及晶格常数

α-Fe、γ-Fe 及 δ-Fe 3 种晶格的原子密度、点阵常数列于表 3.2-1，可供参考。

由表 3.2-1 可以看出，与 α-Fe 和 δ-Fe 相比，γ-Fe 的原子密度大，比容小，所以当 α-Fe 转变成 γ-Fe 时体积收缩（反之则增大），γ-Fe 转变成 δ-Fe 则体积膨胀（反之则收缩），如图 3.2-3（膨胀仪测定结果）所示。因为 α-Fe 的单位晶胞

的晶格常数虽然比γ-Fe小（表3.2-1），但所含的铁原子只有两个，而γ-Fe却含4个铁原子，故当α-Fe转变为γ-Fe时单位晶胞体积虽然增大，但γ-Fe的晶格常数却比α-Fe晶格常数的二倍（为保证4个原子所需）小，所以体积反而收缩。

表 3.2-1　纯铁3种晶格的结构常数

项　目	α-Fe	γ-Fe	δ-Fe
原子密度（原子数/单位晶格）	2	4	4
点阵常数/nm	0.287（16℃）	0.363（1 100℃） 0.368（1 400℃）	0.293（1 425℃）

将图3.2-3中加热（或冷却）时体积变化曲线的 A_3 和 A_4 两点用虚线连接起来，则整体成为一条斜线，即在没有中间体积变化时可由 A_3 点直线变化到 A_4 点，这就证明α-Fe和δ-Fe是同一类型。从图3.2-3中曲线斜率的不同也可证明γ-Fe比α-Fe的线胀系数大。

测定固体相变的温度可以用热分析法，也可采用热膨胀仪法（通过晶格变化而引起的体积变化来确定相变温度），而且后者更为方便。

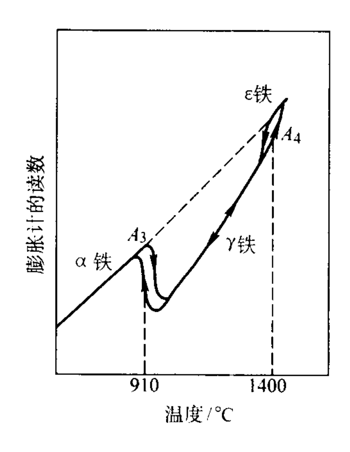


图 3.2-3　加热和冷却时纯铁体积变化

2　纯铁的磁性变化

室温下的纯铁（α-Fe）是强磁性体，具有铁磁性，在很小的外磁场中可以产生很大的磁化强度，在不大的磁场中即可达到饱和磁化。

但是随着温度升高，纯铁的磁性逐渐减弱，当温度达到770℃时其饱和磁化强度变为零，磁性消失。在770℃以上，纯铁成为顺磁性体。这种变化称为磁性转变，这种转变的临界温度770℃称为纯铁的居里点（Curie point）或居里温度（Curie temperature），记为 A_2。纯铁磁性与温度的关系曲线列于图3.2-4。

反之，当纯铁处于770℃以上时呈顺磁性，冷到770℃时亦发生磁性转变而变为铁磁性，并随温度下降，磁性不断增强。

在居里温度以下，纯铁内部自发地形成许多尺寸约为几十纳米到几厘米的磁畴，在同一磁畴内原子的磁矩互相平行地排列，即磁有序化，呈自发饱和磁化状态，故有很强的磁性。随着温度上升，原子热运动加剧，达到居里温度时，原子的热运动破坏了磁有序状态，使磁畴消失，变成顺磁状态。

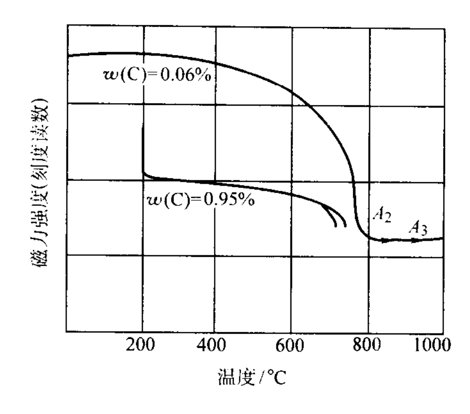


图 3.2-4　铁磁性随温度变化曲线

磁性的这种变化只是铁原子内部发生变化的结果，而不是因同素异构转变引起的，所以与前面的 A_3、A_4 相变不同。在 A_2 点并没有原子排列（晶格）的变化，所以其含意与相变点 A_3、A_4 不同，而且不受加热或冷却的影响。

铁磁性物质（例如纯铁类），在磁化过程中有许多特殊的性质，例如磁化饱和现象、磁滞现象、磁致伸缩性等。而纯铁在室温具有优良磁性这一点十分重要，使其可以作为磁性材料而获得广泛应用。

有关铁磁性的很多问题，可以用S-d交换模型、能带理论、自旋波理论、RKKY理论等解释。

3　纯铁的性质

纯铁很软，塑性和延展性极高，可以锻造，容易变形，但是强度和硬度很低。

碳可以间隙原子的方式溶入铁中，形成固溶体，并造成铁的晶格畸变，从而提高铁的强度和硬度。虽然碳在铁中的溶解度极小，但提高强度和硬度的作用却不可忽视。

图3.2-5表示碳含量对纯铁屈服强度的影响。由图3.2-5可以看出，即使只有0.001%（质量分数）的极微量的碳，也能显著改善纯铁的屈服强度——大约由50 MPa提高至130 MPa，差不多提高了1.5倍。而且继续增加碳含量，纯铁的屈服强度仍呈直线上升。当碳含量（质量分数）达到0.005%时，纯铁的屈服强度已经高达200 MPa，是原来的4倍！碳强化铁的这种强烈的固溶强化作用远远超过任何合金元素。

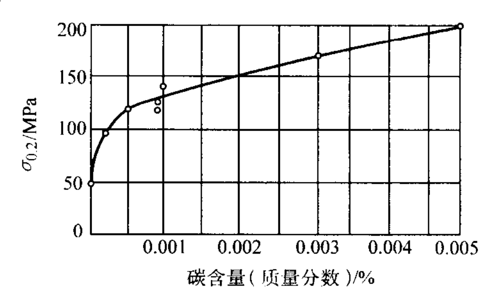


图 3.2-5　纯铁屈服强度与碳含量的关系

所以纯铁的力学性能与其纯度有密切关系：纯度越高，碳含量越小，强度和硬度越低，塑性越好；纯度越低，碳含量越多，强度和硬度也越高，塑性和韧性则越差。

纯铁经退火处理后的性能一般可达到：

σ_b 177～245 MPa；

$\sigma_{0.2}$ 90～220 MPa；

σ_y 80～140 MPa；

HB 60～65；

δ_{10} 40%～50%；

ψ 70%～80%；

弹性模量 205 800 MPa。

碳含量（质量分数）为 0.001%～0.005%的纯铁，室温的力学性能可达到：

δ_s 128～206 MPa；

δ_b 275～314 MPa；

ψ 70%～80%；

α_K 130～200 J/cm²；

HB 70～80。

图 3.2-6 所示为纯铁冲击韧性随温度的变化曲线。

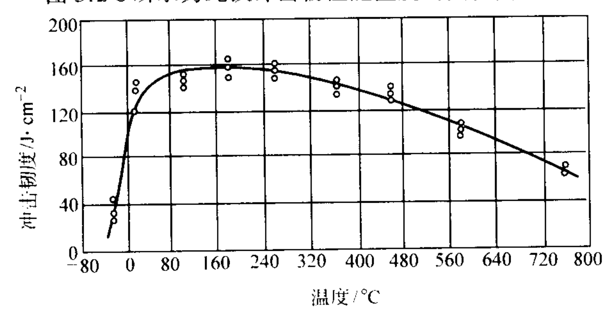


图 3.2-6 纯铁（碳含量≈0.001%）冲击韧度随温度的变化

室温下纯铁的冲击韧度可达 140 J/cm² 左右，但当温度降至 0℃以下时纯铁就逐渐变脆，冲击韧度迅速下降，到 -20℃时仅约为 40 J/cm²，只相当于室温冲击韧度的 30%左右，表明纯铁有低温脆性。因此纯铁在低温下使用时应注意这一点。

纯铁的低温脆性与其室温组织为面心立方结构的 α-Fe 有关，因为低温脆性是体心立方晶格金属材料的共有现象，而非纯铁所独具。另外，脆性急剧下降的温度也受化学成分（碳、氮等含量）、晶粒尺寸等因素的影响。

室温下纯铁冲击试样的断口上有大量韧窝，属于韧性断裂，而低温脆化后的纯铁断口则呈脆性断裂特征，属解理、准解理破坏。

微量 S、P 对纯铁性能亦有很大影响，即使其含量很低，也很容易引起热脆和冷脆，所以对 S、P 含量应严格控制。

纯铁的不足之处是容易生锈、腐蚀。在大气和水中，纯铁的生锈、腐蚀明显，形成氧化铁或氢氧化铁，俗称红锈，导致力学性能显著下降，最终使零件破坏。铁被氧化的过程是一种自然现象，每年因此而带来的损失极大，所以应采取充分而适当的措施防止、减少铁的氧化、腐蚀。

因为纯铁的强度很低，而且冶炼困难、成本高，所以几乎没有直接作为结构材料使用的；虽然加入某些合金元素可以改善性能，但工业应用亦不广。纯铁的主要用途是作为原料，生产合金、粉末冶金材料、超低碳不锈钢等，或作为电工材料，制造电磁元件、电子管元件等。

4 纯铁的种类及应用

纯铁可以按其生产方法和用途的不同而分成不同种类。

4.1 按生产方法分类

4.1.1 电解铁

采用与电镀相似的工艺，用直流电分解水溶液中的铁盐，使铁沉积而得到的化学纯铁称为电解铁。电解时以铸铁作为阳极，氯化亚铁作为电解液。铸铁在电解液中溶解，电流通过时铁沉积于钢制阴极上而成为纯铁，其纯度可达 99.9%。若经过高温氢气处理，还可以进一步降低碳含量，使纯度提高到 99.99%。

工业上使用的各种纯铁中以电解铁的纯度最高（碳含量可低至 0.006%，Si、P、S 等各种杂质的含量亦极低）。其典型的化学成分及力学性能列于表 3.2-2。电解铁的塑性极好，但硬度低。

表 3.2-2 电解铁的典型成分及力学性能

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	P	S	Cu	Fe
	0.008	0.004	0.035	0.005	0.004	0.01	余量

σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB	弹性模量/GPa
250	110	60	85	60～70	210

电解铁可以制成板材、棒材等，用于要求具有良好塑性、电气性能及高纯度的零件，例如制造磁芯、光谱和磁性标样等。但因纯度高，价格也较高，一般多用于科学实验，化工催化剂及粉末冶金等方面。

4.1.2 工业纯铁

工业纯铁即阿姆克铁（Armco-iron），亦称锭铁（ingot iron）。碳含量（质量分数）不超过 0.04%，纯度可达到 99.8%～99.9%。比电解铁的纯度低，故其强度、硬度、弹性模量均比电解铁高，但塑性则较低。

工业纯铁的成分（质量分数）范围一般是：0.010%～0.020% C，0.02%～0.04% Mn，0.005%～0.010% P，0.020%～0.030%S，以及微量硅。相对密度 7.86，100℃时的传热系数为7 326.9 W/（m²·K），20～300℃的线胀系数为 11.7×10^{-6}/℃。

工业纯铁可用平炉生产，氧化期特别长（比普通生产时间长 1～4 h），为的是去除碳及其他杂质，故生产成本很高。现在多用转炉＋真空脱氧法生产。

工业纯铁可铸成铁锭，再轧成板、棒、线、管等材料。因在 860～1 050℃有热脆性，热加工时要特别注意，最好避开这个脆性温度范围。

工业纯铁的力学性能不受热处理影响。高温轧制的板材、棒材的力学性能可达到：σ_b300～340 MPa，σ_s180～230 MPa，δ22%～28%，ψ65%～78%，82-100HB，弹性模量约 210 GPa。

典型的工业纯铁化学成分及力学性能列于表 3.2-3。

表 3.2-3 工业纯铁的化学成分及力学性能

化学成分（质量分数）/%	C	Si	Mn	P	S	Fe
	0.015	0.015	0.07	0.015	0.02	余量

σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HB	弹性模量/GPa
100～320	90～250	30～40	70～80	80～90	205

工业纯铁可用于建筑工程，制造防锈件、珐瑯铁器、镀锌板、镀锡板、电磁铁芯等。在冶炼特殊钢时，工业纯铁可作为原材料。有的工业纯铁中可加入微量铜（0.25%～0.30%Cu），以增加耐蚀性。

4.1.3 熟铁

熟铁的碳含量极低，并含有少量弥散硅酸盐一类的渣，可阻止晶粒长大。熟铁亦称为锻铁、软铁。

锻铁经轧制后，夹杂沿轧制方向呈纤维状或层状分布，故轧向的力学性能大大高于横向，两者相差可达 20%以上。

熟铁的塑性、韧性高，容易加工变形，强度和屈服点低。典型熟铁的化学成分和力学性能见表 3.2-4。

熟铁通常经高温或常温轧制成薄板、棒材、线材等，易于锻接、熔接，可制作地脚螺栓、拉杆螺栓、链条等。由表 3.2-4 可以看出，锻铁的强度、硬度比其他几种纯铁都高，



而塑性则稍低，可制造受载荷较大的零件。

表 3.2-4　锻铁的化学成分（质量分数）及力学性能

C	Si	Mn	P	S	Cu	渣	Fe	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	HB	弹性模量
%								MPa		%			GPa
0.02	0.13	0.10	0.24	0.002	0.06	—	其余	300 ~ 400	190 ~ 290	20 ~ 40	40 ~ 70	95 ~ 107	200
0.02	0.15	0.03	0.12	0.02	—	3.0	其余	290 ~ 370	180 ~ 250	25 ~ 40	40 ~ 55	95 ~ 107	

表 3.2-5　羰基铁的成分（质量分数）及性能

C	Si	Mn	P	S	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ	ψ	HB	弹性模量
%					MPa		%			GPa
0.010	0.02	0.02	0.01	0.007	200 ~ 280	110 ~ 170	30 ~ 40	70 ~ 80	55 ~ 80	207

含有大约 1% Mn 的熟铁具有较高抗冲击强度。普通含渣熟铁常会出现炉渣裂纹，为此应对硅酸盐含量加以控制，并按其含量划分质量等级。

除上述几种纯铁外，还有氢处理纯铁（99.95% Fe）、区域熔炼纯铁（可达 99.99% Fe）、羰基铁等。羰基铁的典型成分及力学性能见表 3.2-5。

4.2　按用途分类

4.2.1　原料纯铁

作为原料，用于生产精密合金、电工合金、粉末冶金等方面制品的纯铁称为原料纯铁。

根据《GB/T 9971—1988 原料纯铁》的规定，原料纯铁有 5 种，其牌号及主要用途见表 3.2-6。

表 3.2-6　原料纯铁的牌号及主要用途

牌号	主　要　用　途
YT1F	一般重熔合金用沸腾纯铁
YT2F	高纯度沸腾纯铁，粉末冶金用原料
YT3	一般重熔合金用镇静纯铁
YT4	高纯度镇静纯铁、真空感应炉及超低碳不锈钢等用原料

原料纯铁从材质上有沸腾纯铁和镇静纯铁之分，纯度有一般纯度和高纯度之分。需方可根据使用要求选定原料纯铁的牌号。

原料纯铁材的断面有圆、方、扁等形状，其公称尺寸、断面尺寸、尺寸允许公差等都应符合相应的国家标准规定。

上述牌号纯铁的化学成分（熔炼分析）应符合表 3.2-7 的规定。

表 3.2-7　原料纯铁的化学成分（质量分数）（≤）

%

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Al
YT1F	0.04	0.03	0.10	0.015	0.025	0.10	0.20	0.15	—
YT2F	0.025	0.02	0.035	0.015	0.020	0.10	0.20	0.15	—
YT3	0.04	0.20	0.30	0.020	0.020	0.10	0.20	0.15	0.65
YT4	0.025	0.15	0.30	0.010	0.010	0.10	0.20	0.15	0.10

高纯度原料纯铁（YT2F、YT4）的碳含量以及其他杂质（Si、Mn、P、S）含量都比一般纯度的 YT1F、YT3 低。镇静纯铁 YT3 和 YT4 的 Si 和 Mn 含量都比沸腾纯铁 YT1F 和 YT2F 高，而硫含量却分别低于沸腾纯铁 YT1F 和 YT2F。

供应的纯铁材应具有较好的表面质量，不能有宽度大于 1 mm 的裂纹及有碍使用的表面缺陷，例如裂口、龟裂等。

标准中新、旧纯铁牌号及旧标准号的对应关系列于表 3.2-8。

表 3.2-8　纯铁新旧牌号对应关系

新标准号	新牌号	旧牌号	旧标准号
GB 9971—88	YT1F	DT1	YB200—75
	YT2F	DT2	YB200—75
	YT3	DT3 炉料	YB200—75
	YT4	ZDT2	太标 225—87

DT1、DT2、DT3 的化学成分及用途见表 3.2-9。

表 3.2-9　DT1、DT2、DT3 的成分及用途

牌号		化学成分（质量分数）/%　≤									一般用途
名称	代号	C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni	Cr	Cu	
电铁 1	DT1	0.04	0.03	0.10	0.015	0.03	—	0.20	0.10	0.15	重熔合金炉料
电铁 2	DT2	0.025	0.02	0.035	0.015	0.025	—	0.20	0.10	0.15	粉末冶金原料、高纯度炉料
电铁 3	DT3	0.04	0.20	0.30	0.020	0.020	0.50	0.20	0.10	0.20	不保证磁时效的一般电磁元件

对比表 3.2-7 和表 3.2-9，可知新牌号纯铁 YT1F、YT2F 的硫含量（质量分数）上限（分别为 0.025%、0.020%）都比相应的旧牌号纯铁 DT1、DT2 的硫含量（质量分数）上限（分别为 0.03%、0.025%）降低 0.005%。

标准 GB 9971—1988 对原料纯铁的产品分类、尺寸、外形、技术要求、试验方法、检验规则、包装标志和质量证明书等均有明确规定，可供选用原料纯铁时作为依据。

新牌号 YT4 在交货时，经使用方同意后，硫含量（质量分数）范围可扩大至 0.011% ~ 0.015%，但这样的铁料重量不能超过每批订货量的 20%。作为真空感应炉用的 YT4 纯铁，经供需双方协议后可增加铁中 O_2、N_2 等气体和微量元素（例如 Pb、Bi、Sn、Sb、As、Zn 等）含量的检测项目及允许的含量上限。

如果为满足使用要求，可经供需双方协议，提供化学成分比表 3.2-7 规定更加严格的纯铁。

4.2.2　电工用纯铁

用于制造电器、通讯器材、仪表等的电磁元件和电子管零件等的纯铁称为电工用纯铁，包括电磁纯铁和电子管纯铁。

（1）电磁纯铁

纯度（质量分数）一般在 99.5% ~ 99.8% Fe，碳含量（质量分数）不超过 0.04%（杂质总含量小于 0.5%）的工

业纯铁称为电磁纯铁，它是应用最早的一种软磁材料。在工业纯铁中电磁纯铁的用量所占比例最大，约达80%。

1）电磁纯铁的性能和应用 电磁纯铁具有优良的软磁性能。其饱和磁感应强度 B_s 可达到2.15T（高于硅钢片，仅次于Fe-Co（35%～50%Co）合金），矫顽力 H_c 为32～95 A/m，最大磁导率 μ_m 为6.25～12.50 mH/m。纯铁的矫顽力低，磁导率和磁感应强度高，加工性和焊接性好，工艺简单，而且资源丰富，价格低廉，所以是直流技术中重要的高饱和磁感应材料。主要用于制造高能加速器电磁铁，聚焦磁路电磁铁、极头，强磁场和地磁场（约20 A/m）磁屏蔽、继电器和电磁开关，微型直流电机、电声器中振片和衔铁，变压器铁芯、极靴等。

但是由于电磁纯铁的电阻率低（10～12 μΩ·cm），铁损高，磁导率和矫顽力对碳、硫、氧、氮等杂质很敏感（因为这些杂质使铁的晶格发生畸变并出现内应力，提高矫顽力和磁滞损耗，碳和氮还会引起磁时效），所以电磁纯铁只适用于制造在直流下工作的器件，不宜于用在交变磁场条件下。

2）电磁纯铁的生产制造 电磁纯铁采用氧气顶吹转炉、电炉冶炼，经过热或冷塑性变形加工和保护气氛下的退火，制成棒材、板材、带材等制品。热轧板厚度可为2～400 mm，冷轧板材厚度主要是0.2～4.5 mm。如果采用铁水脱硫、顶吹或顶底复吹转炉冶炼及真空处理，制成的纯铁纯度（质量分数）可以达到99.8%～99.9%Fe，可显著提高其直流磁性。

厚度20 mm以上的热轧纯铁板主要用来制造核磁共振断层摄影扫描医疗器械的磁屏蔽和加速器电磁铁。0.2～1.5 mm厚度的冷轧纯铁板主要制做防地磁干扰的电子仪器磁屏蔽，例如彩色电视机显像管等零件。

制造热轧板的原料纯铁水用Si或Ca脱氧，以防止生成细小的MnS和AlN而阻碍晶粒长大。铁水纯度（质量分数）达到99.8%～99.9%Fe，碳、硫、氮、氧的含量很低（小于0.002%），铝含量小于0.005%。铸坯1 150～1 250℃加热后轧制到成品板材厚度，总压下率超过20%（变形温度低于910℃），终轧温度为750～850℃。经过850℃或950℃退火促进晶粒长大（晶粒尺寸大约为150 μm），而且晶粒均匀。50～80 mm厚度的热轧板的最大导磁率 μ_m 大于9 000，矫顽力 H_c 为40～48 A/m，磁感 B_1 不小于0.98 T，B_3 不小于1.45 T，B_5 不小于1.50 T。50 mm以上厚度的热轧板若经650～750℃去氢处理后再退火处理，可防止氢气形成空隙。

将厚度2～4 mm的热轧板先经酸洗，后经60%～80%压下率的冷轧，制成0.2～1.5 mm厚的冷轧板。在氢气与氮气保护的连续炉中退火（退火温度为800～820℃，2 min），可使板材的 $\mu_{0.3}$ 大于1 000，矫顽力 H_c 为56～72 A/m。

3）电磁纯铁材料标准及技术条件 关于电磁纯铁的棒材和热轧厚板的技术条件，我国有专门的国家标准规定：GB 6983—86《电磁纯铁棒材技术条件》和GB 6984—86《电磁纯铁热轧厚板技术条件》。

标准中规定的电磁纯铁的牌号有6个，它们是DT3、DT3A、DT4、DT4A、DT4E和DT4C。“DT”表示“电工用纯铁”；其后数字为代号序号；序号后的字母表示电磁性能的等级；“A”为高级，“E”为特级，“C”为超级。

各牌号电磁纯铁的用途见表3.2-10。DT4、DT4A、DT4E和DT4C 4种纯铁的碳含量比DT3、DT3A更低，即纯度更高，而且铝含量范围也变小（由不大于0.50%变为0.15%～0.50%）。各牌号电磁纯铁的化学成分见表3.2-11。

表3.2-10 各牌号电磁纯铁的用途

牌 号	用 途
DT3，DT3A	一般电磁元件
DT4，DT4A，DT4E，DT4C	无磁时效电磁元件

表3.2-11 电磁纯铁的化学成分（质量分数）%

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Cu
	≤								
DT3 DT3A	0.04	0.20	0.30	0.020	0.020	0.50	0.10	0.20	0.20
DT4 DT4A DT4E DT4C	0.025	0.20	0.30	0.020	0.020	0.15～0.50	0.10	0.20	0.20

电磁纯铁制品有热轧、热锻和冷拉棒材，热轧和冷轧板材、带材、管及其他制品。

制品的电磁性能，例如矫顽力（H_c）、矫顽力时效增值（ΔH_c）、最大磁导率（μ_m），磁感应强度（B）均应按规定条件进行测试，并符合表3.2-12的要求。

国家标准GB/T 6983—1986为《电磁纯铁棒材技术条件》，适用于供制造电磁元件用的热轧、热锻和冷拉的电磁纯铁棒材及热轧圆管坯。棒材以热锻、热轧或冷拉状态交货，若需方要求，亦可热处理状态交货，其横向酸浸低倍组织不得有残余缩孔、夹层和夹杂，一般疏松、中心疏松和方形偏析均不得大于2级，皮下气泡不大于1级。

锻或热轧棒材的力学性能应符合表3.2-13规定。

表3.2-12 电磁纯铁的电磁性能

牌 号	矫顽力 H_c /A·m⁻¹ ≤	矫顽力时效增值 ΔH_c/A·m⁻¹ ≤	最大磁导率 μ_m /mH·m⁻¹ ≥	磁感应强度/T ≥						
				B_{200}	B_{300}	B_{500}	$B_{1\,000}$	$B_{2\,500}$	$B_{5\,000}$	$B_{10\,000}$
DT3	96.0	—	7.5	1.20	1.30	1.40	1.50	1.62	1.71	1.80
DT4		9.6								
DT3A	72.0	—	8.8							
DT4A		7.2								
DT4E	48.0	4.8	11.3							
DT4C	32.0	4.0	15.1							

注：B_{200}、B_{300}、…、$B_{10\,000}$ 分别表示在磁场强度为200 A/mm、300 A/mm、…、10 000 A/mm时的磁感应强度。

表 3.2-13 纯铁棒材的力学性能

棒材直径 /mm	σ_b /MPa	σ_5 /%	ψ /%	布氏硬度压痕直径 /mm
≤60	≥265	≥26	≥60	≥5.2
>60	≥265	≥24	≥55	≥5.2

为了进行磁性检验，试样需做磁性退火处理（DT4E、DT4C 允许进行两次磁性退火）。磁性退火须采用脱碳气氛，以防止试样氧化、脱碳，退火工艺曲线如图 3.2-7 所示。

纯铁棒材尺寸、外形、重量及允许偏差均应符合相应标准的规定（见表 3.2-14）；表面质量应符合表 3.2-15 所列出的相应标准的规定。

锻制和热轧的纯铁棒材可供热压力加工、冷顶锻、冷拉或表面冷切削加工等用途使用；冷拉纯铁棒材可供切削加工和非切削加工等用途使用。

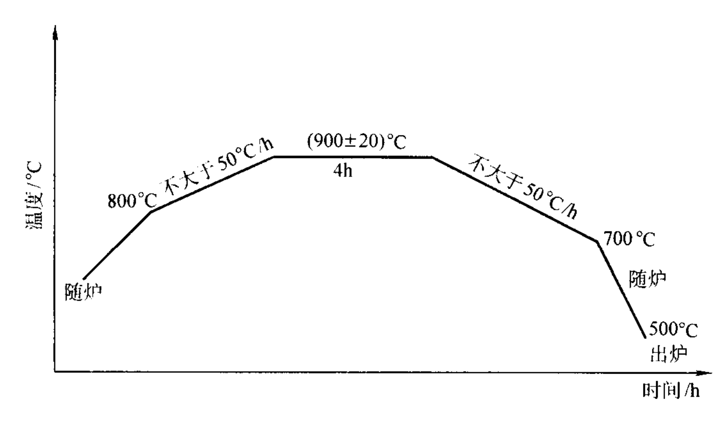


图 3.2-7 磁性退火曲线示意图

表 3.2-14 纯铁棒材尺寸、外形、重量及允许偏差的相应标准规定

品 种	相应标准	
	标准号	标准名称
锻制棒材	GB/T 908—1987	锻制圆钢和方钢品种
轧制棒材	GB/T 702—1986	热轧圆钢和方钢尺寸、外形、重量及允许偏差
冷拉棒材	GB/T 905—1994	冷拉圆钢尺寸、外形、重量及允许偏差
热轧圆管坯	YB/T 187—1965	碳素钢圆管坯

表 3.2-15 纯铁棒材表面质量的相应标准规定

品 种	表面质量相应标准	
	标准号	标准名称
锻制棒材	GB/T 699—1999	优质碳素结构钢钢号和一般技术条件
热轧棒材	GB/T 699—1999	优质碳素结构钢钢号和一般技术条件
冷拉棒材	GB/T 3078—1994	优质碳素结构钢冷拉钢材技术条件
热轧圆管坯	YB/T 187—1965	碳素钢圆管坯

锻制和热轧的纯铁棒材可供热压力加工、冷顶锻、冷拉或表面冷切削加工等用途使用；冷拉纯铁棒材可供切削加工和非切削加工等用途使用。

如果需要，可对直径为 16～150 mm 的纯铁棒材进行酸浸塔形检验。发纹长度从 2 mm 开始计算，在同一条母线上间距小于 2 mm 的发纹按一条计算，但不允许有连接两个阶梯的发纹出现。塔形试验的结果应符合表 3.2-16 的规定。

表 3.2-16 塔形试验要求

组别	总条数	单条最长/mm	总长度/mm	每阶条数	每阶总长度/mm
	≤				
一组	5	6	20	3	10
二组	8	8	30	4	15

GB/T 6984—1986《电磁纯铁热轧厚板技术条件》适用于制造电磁元件使用的纯铁热轧厚板。

所用纯铁牌号、化学成分、用途同表 3.2-11 和表 3.2-10。

纯铁厚板以热轧状态供货，其尺寸、外形、重量及允许偏差应满足 GB/T 709—1988《热轧厚钢板品种》的规定要求。

进行磁性检验的试样需先进行磁性退火。磁性退火需使用脱碳气氛，以防止试样氧化和增碳，退火工艺曲线如图 3.2-7 所示。DT4E 和 DT4C 纯铁可进行两次磁性退火。

经磁性退火后测定的矫顽力 H_c、直流磁化下的最大磁导率 μ_m、磁感应强度 B 应达到表 3.2-12 的规定要求。

在测定矫顽力之后，进行人工时效处理（工艺：100℃下保温 100 h，然后出炉空冷。亦可按其他人工时效工艺处理。）测定时效后的矫顽力增值 ΔH_c

$$\Delta H_c = H_{c时效前} - H_{c时效后}$$

ΔH_c 值亦应符合表 3.2-12 的规定。

纯铁厚板的表面质量应符合 GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板技术条件》的规定。

纯铁厚板应进行冷弯试验，检验其弯曲性能。试样（2 个，取样部位及试验方法分别按 GB/T 2975—1998 和 GB/T 232—1999 规定）经 180℃弯曲后，弯曲处不得有裂纹、裂口和分层，弯心直径按表 3.2-17 规定。



表 3.2-17 冷弯试验的弯心直径

铁板厚度 a/mm	弯心直径 d
5～7	$d=a$
8～20	$d=2a$

DT3、DT3A、DT4、DT4A、DT4E 和 DT4C 都属于铝静电磁纯铁系列，在 YB/T 200—75《电工用纯铁》标准中还列有硅铝静电磁纯铁，有 6 个牌号：DT5、DT5A、DT6、DT6A、DT6E、DT6C（名称依次为电铁 5、电铁 5 高、电铁 6、电铁 6 高、电铁 6 特、电铁 6 超）。这些牌号电磁纯铁的一般用途和化学成分分别列于表 3.2-18 和表 3.2-19。

表 3.2-18 硅铝静电磁纯铁的用途

牌 号	一 般 用 途
DT5，DT5A	不保证磁时效的一般电磁元件
DT6，DT6A，DT6E，DT6C	在一定时效工艺下，保证无时效，磁性范围较稳定的电磁元件

表 3.2-19 硅铝静电磁纯铁的化学成分（质量分数）（≤） %

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Cu
DT5 DT5A	0.04	0.20～0.50	0.30	0.020	0.020	0.30	0.20	0.10	0.20
DT6 DT6A DT6E DT6C	0.03	0.30～0.50	0.30	0.020	0.020	0.30	0.20	0.10	0.20

经磁性退火后，试样的性能应达到表 3.2-20 的规定要求。除矫顽力外，如果还要求某点磁感应值或最大导磁率，则应事先在合同中注明。

(2) 电子管纯铁

用于制造电子管零件（粉末冶金、重熔合金）原料等用途的纯铁牌号有 DT7（电铁 7）、DT8（电铁 8）、DT8A（电铁 8 高）。

表 3.2-20 试样磁性退火后的性能

磁性等级	牌号	H_c/A·m^{-1} ≤	μ_m /H·m^{-1} ≥	在磁场强度（A/cm）时的磁感应值 B/T ≥				
				B_5	B_{10}	B_{25}	B_{50}	B_{100}
普级	DT5、DT6	96.7	7.56	1.40	1.50	1.62	1.71	1.80
高级	DT5A、DT6A	72.5	11.11					
特级	DT6E	48.3	11.34					
超级	DT6C	32.2	19.05					

各牌号电子管纯铁的用途和化学成分分别见表 3.2-21 和表 3.2-22（YB/T 200—75《电工用纯铁》）。

表 3.2-21 电子管纯铁的用途

牌号	一 般 用 途
DT7	电子管阳极、栅极边杆的代镍材料
DT8 DT8A	要求气密性的电子管零件用材料

电子管用纯铁可根据用户要求按 DT3（电磁纯铁）化学成分供货。DT8 电子管纯铁采用电渣重熔方法生产，其试样经磁化退火后的性能可达到普级和高级要求（见表 3.2-23）。磁性退火曲线如图 3.2-7 所示。

除矫顽力外，如果需要其他电磁性能，例如某点磁感应值、最大导磁率等，应特别提出。

无时效的电子管纯铁 DT8 需做磁时效检验。其磁性退火试样经人工时效后的矫顽力增值 ΔH_c 不得大于表 3.2-23 标准值的 10%。

表 3.2-22 电子管纯铁的化学成分（质量分数）（≤） %

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni	Cr	Cu
DT7	0.025	0.02	0.035	0.015	0.025		0.20	0.10	0.15
DT8、DT8A	0.025	0.20	0.15	0.015	0.010	0.15～0.50	0.20	0.10	0.15

表 3.2-23 DT8、DT8A 磁性退火后的性能

磁性等级	牌 号	H_c /A·m^{-1} ≤	μ_m /mH·m^{-1} ≥	磁场强度（A/cm）时的 B 值/T ≥				
				B_5	B_{10}	B_{25}	B_{50}	B_{100}
普级	DT8	96.7	7.56	1.40	1.50	1.62	1.71	1.80
高级	DT8A	72.5	11.11					

纯铁板应有良好的冷弯性能。进行冷弯试验时，试样经 180°弯曲后弯曲处不能出现裂缝、裂口和分层。铁板厚度与弯心直径的关系见表 3.2-17。力学性能应符合表 3.2-13 的规定。

电子管纯铁应具有良好的冶金质量。低倍组织不能有残余缩孔、夹层和夹杂，达到规定的标准要求。DT8 的一般疏松应不大于 1 级，中心疏松不大于 1 级，方形偏析不大于 0.5 级，皮下气泡不大于 0 级；酸浸塔形试样上不能有肉眼

可见的发纹。

4.2.3 铁粉

铁粉是用来制造粉末冶金制品、焊条等的重要原料，粉状，铁纯度很高，碳及其他杂质的含量很低。

粉末冶金工业所用的粉末，主要是金属类粉末，而铁粉又是最重要的金属粉末，其用量可达到金属类粉末总用量的85%左右。

20世纪30年代初，铁粉开始用于粉末冶金工业，至今已经70多年，在铁粉的制造、性能、应用等各方面都有了很大进步。

（1）铁粉的制造方法

粉末的制造主要分为物理、化学法和机械法两大类，有时这两者也可结合起来。铁粉的制造方法很多，其中应用最广、铁粉产量最大的有还原法和雾化法，还有机械粉碎法等。近来，随着科学技术的不断进步，又出现了不少新方法。

1）还原法　这是一种很古老又新颖的制取金属粉末的方法。大约5 000年前埃及制成的海绵铁粉末用的就是这种方法。

还原法是用气体或固体还原剂还原氧化铁而得到纯铁粉。制取铁粉的原料有铁精矿、铁鳞、含铁盐类等。铁精矿的铁含量（质量分数）应精选到71.5%以上，酸不溶物应不大于0.4%，SiO_2 含量（质量分数）不大于0.5%；铁鳞的纯度较高，酸不溶物和 SiO_2 含量均较低，制取的铁粉才能达到标准要求；用铁盐制得的铁粉纯度高，粒度细小。

气体还原法的还原剂有氢气、天然气、煤气等，天然气价格比氢气低，所得铁粉质量良好。其中以流动层还原法生产铁粉的效率最高，已经被广泛应用。例如以赤铁矿粉为原料，用氢气还原（480～540℃×4 h），所得还原铁粉的纯度（质量分数）可达98.5%Fe以上。

固体还原法的还原剂有木炭、焦炭、煤等。其中最重要的是赫格纳斯法（Höganäs process），是瑞典赫格纳斯发明的固体炭-氢二步还原技术，可生产出优质海绵铁粉。主要化学反应步骤如下：

$$CO_2 + C = 2CO\uparrow$$
$$3Fe_2O_3 + CO = 2Fe_3O_4 + CO_2\uparrow$$
$$Fe_3O_4 + CO = 3FeO + CO_2\uparrow$$
$$FeO + CO = Fe + CO_2\uparrow$$

先把铁精矿粉与焦炭、石灰石混合还原剂装入还原器内，通过隧道窑加热至1 200℃左右，将矿粉还原为海绵铁。将海绵铁破碎后置入还原炉内，用分解氨还原退火（800～900℃），即可得到优质海绵铁粉。这种工艺现在已成为主要的海绵铁粉生产方法。

还原法的优点是原料来源广，生产成本低，适合大规模生产。

还原铁粉可用于粉末冶金、电焊条及其他用途。还原铁粉在粉末冶金用粉量中占50%以上。

2）雾化法　以快速流动的物质冲击金属或合金的液体，使之破碎成为细小液滴，然后冷却凝固得到粉末的方法。所得到粉末的每个颗粒都具有相同而均匀的化学成分，而且结晶结构细小，减少宏观偏析。

雾化法中应用较多的是气雾化法和水雾化法，特别是用水雾化法生产铁粉更具有优势。所用气体雾化介质有空气、氦、氩、氮等，液体雾化介质有水和油等。

高压水雾化法是熔炼后的纯铁液在氮或氩气保护下用高压水（例如10 MPa，55 m^3/h）喷吹金属液滴。调整喷吹压力、角度、冷速等，以控制氧含量及粒度。经离心脱水、真空过滤脱水、煤气干燥、精还原之后得到金属粉末。其特点是生产效率高，粉末松装密度大，压缩性好，渗透性强，成形性不佳，铁粉纯度高。

3）羰基法　利用金属羰基化合物经高温裂解而制取金属粉末的方法。

羰基铁在惰性气体保护下（大约400℃），裂解得到羰基铁粉。其反应通式为：$Me(CO)_n \rightarrow Me + nCO\uparrow$。

羰基法不但能制取微米级金属粉末，也可以制取纳米级金属粉末。最常用的热分解方法有循环长大分解法、壁式加热炉分解法、氮气预热法等。

羰基铁粉的颗粒极细小（约50 nm），具有强铁磁性质，吸收电磁波性能良好，而且纯度高，但是价格高昂（售价约为还原铁粉售价的10倍以上）。羰基铁粉不适合用来制造机器零件和电焊条。

（2）铁粉的性能及用途

粉末的性能包括化学性能、物理性能和工艺性能。

1）化学性能　指粉末中的金属（主要金属铁）含量、杂质含量（按GB/T 223.1～GB/T 223.7—2002、GB/T 223.34—2000化学分析法测定）、氧含量（按GB/T 4164—2002、GB/T 5158—1985测定）等。

2）物理性能　包括颗粒形状、粒度组成、比表面积和平均直径、晶粒状态和有效密度等。

颗粒形状：用光学显微镜、电子显微镜、扫描电子显微镜观察、评定。

粒度组成：各种粒度粉末所占的质量分数。粒度≥37 μm的粉末按GB/T 1480—1995测定；粒度<37 μm的粉末按GB/T 5157—1985和GB/T 6524—1986测定。

比表面积和平均直径：粉末的全部表面积，包括颗粒内部与外表面相通的微孔表面积，单位 m^2/g 或 m^2/m^3。平均直径由比表面积计算得出。按GB/T 2596—1981测定比表面积，按GB/T 3249—1982测定平均直径。

晶粒状态：晶体结构的不完善性，用X射线结构分析法及热分析法测定；

有效密度：包括粉末颗粒裂缝、孔洞等在内的单位体积内粉末质量，按GB/T 5165—1985测定。

3）工艺性能　包括粉末的松装密度、振实密度、流动性、压缩性、成形性、成形回弹率等。

松装密度：在松散状态下，单位体积的粉末质量（g/cm^3）。根据粉末粒度大小及其流动性分别按GB/T 1479—1984，漏斗法，GB/T 5060—1985，斯科特容量计法，GB/T 5061—1998，振动漏斗法测定。

振实密度：松散粉末被振实之后单位体积的质量（g/m^3）。按GB/T 5162—1985测定。

流动性：粉末通过标准漏斗——ϕ2.5和ϕ5 mm，所需的时间（s/50 g）。按GB/T 1482—1984测定。

压缩性：在给定的单位压力下，粉末的密实程度（g/cm^3）。按GB/T 1481—1998测定。

成形性：经压制后，粉末保持原来形状的能力，以压坯的抗弯强度或边角失重表示。按GB/T 5160—2002测定压坯抗弯强度，或用转鼓试验测定。

成形回弹率及烧结收缩率：脱模之后，在垂直于压制方向上压坯尺寸与相应模腔尺寸相比的线增长率；烧结尺寸比压坯尺寸的线收缩率；从模腔尺寸到烧结尺寸的总变化率。按GB/T 5159—1985测定。

粉末颗粒的大小、形状以及表面形貌决定粉末的比表面积，而且影响粉末的流动性、压制性能和烧结性能。

常见的粉末颗粒有球状、液滴状、针状、树枝状、海绵状、盘状、多角状、鳞片状、不规则形状等。

粉末性能包括单颗粒及复合体的性能。它们受材料本身特性及制粉方法的影响，例如化学成分、熔点、硬度、塑



性、颗粒度、颗粒形状、粒度分布、比表面积、松装密度、流动性、压缩性、成形性等，从而也影响粉末的压制、烧结以及最终制品的性能。

由氧化铁还原而制成的还原铁粉具有典型的海绵状颗粒外形，内部结构孔隙较多，所以比表面积较大，松装密度较低（与水雾化法铁粉相比），压制性能比较高。

水雾化铁粉的颗粒外形不规则，类似土豆状，而内部结构密实，压缩性高，纯度亦高，是制造高密度、高抗动应力零件的上好材料。

由还原法与水雾化法相结合的工艺生产出的铁粉（QMP和Domfer铁粉），其中多孔颗粒占有相当大的比例，故而其性能亦介于还原铁粉和水雾化铁粉之间。

注：QMP法由加拿大Quebec Metal Powder公司开发，是将高纯度生铁水（碳含量约3.3%～3.8%）注入漏斗，从漏嘴流下时被高压水流喷吹击碎成粒，再经冷却、氧化、干燥、粉碎、过筛、脱碳退火（分解氨气氛保护的带式炉，800～1 040℃）、还原退火等工艺环节后得到铁粉。

Domfer法的原理基本上与QMP法相同，其不同处是将球磨至一定粒度的高碳铁粉和同等粒度的轧钢铁鳞按一定比例混合后，在带式炉中进行高温反应，生成一氧化碳还原铁鳞成为铁粉。这两种方法都是还原法与水雾化法相结合的制取铁粉的工艺。）

铁粉是粉末冶金工业重要的原材料，可制造各类机械零件，其中汽车零件制造是最主要的一部分，其比例可达到60%～70%，约为铁粉总用量的一半。铁粉还被用于火焰切割、磁力探伤、静电复印显影剂用载体、催化剂、蓄电池电极等。

在电焊条药皮中加入铁粉可以提高电焊条的铁含量，从而提高其熔敷率（大于105%），而且熔敷率随焊条药皮中铁粉含量提高而提高。当药皮中铁粉加入量超过40%以后，焊条熔敷率可超过130%。

一般将熔敷率大于105%，但不超过130%的铁粉焊条称为普通铁粉焊条。这种焊条适合用于平焊、立焊、仰焊、横焊等各种位置的焊接。熔敷率大于130%的称为高效铁粉焊条，其熔敷率可高达250%。但这种焊条只适合平焊或平角焊、横角焊，而不能进行全位置焊接。

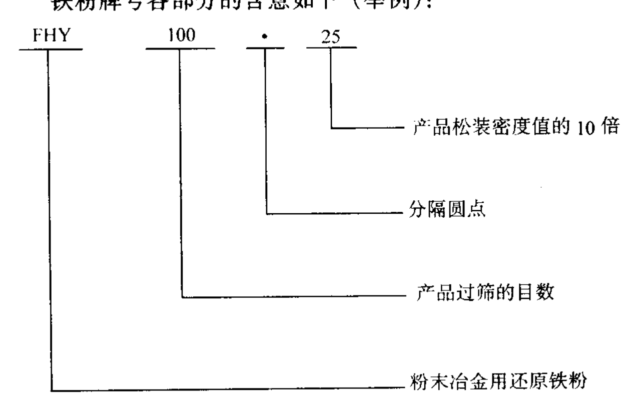
按照药皮的种类而将铁粉焊条分为酸性焊条和碱性焊条两类。酸性焊条包括铁粉钛钙型焊条、铁粉钛型焊条和铁粉氧化铁型焊条；碱性焊条为铁粉低氢型焊条。要求抗裂性好、低温韧性优良的低合金钢结构就要选用这种低氢型铁粉焊条。

铁粉焊条的焊接工艺性好，电弧较稳定，再引弧性好，飞溅小，脱渣性和焊缝表面成形好，所以铁粉成为高效焊条生产中的优良原料，其耗用量约占铁粉总量的10%。

（3）铁粉的标准及牌号

1）粉末冶金用还原铁粉　用还原铁粉生产的粉末冶金制品可以制造汽车、家用电器、办公机械等的零件。GB/T 4136—1994《粉末冶金用还原铁粉》中规定铁粉按使用要求而有5种牌号——FHY80·23、FHY80·25、FHY100·25、FHY100·27和FHY200。它们可供粉末冶金材料和制品使用。

铁粉牌号各部分的含意如下（举例）：



各牌号还原铁粉的主要用途如下：

FHY80·23主要用于低、中密度的材料和制品；

FHY80·25主要用于一般、中密度的材料和制品；

FHY100·25主要用于中、高密度的材料和制品；

FHY100·27主要用于高密度的材料和制品；

FHY200则用于其他材料和制品。

化学成分要求见表3.2-24。

表3.2-24　粉末冶金用还原铁粉产品的化学成分（质量分数）　%

牌　号	总铁量 ≥	杂质量 ≤						
		Mn	Si	C	S	P	盐酸不溶物	氢损
FHY80·23	98.00	0.40	0.15	0.07	0.030	0.030	0.40	0.50
FHY80·25	98.00	0.40	0.15	0.05	0.030	0.030	0.40	0.45
FHY100·25	98.50	0.35	0.10	0.03	0.020	0.020	0.30	0.30
FHY100·27	98.50	0.35	0.10	0.03	0.020	0.020	0.25	0.25
FHY200	98.00	0.35	0.15	0.10	0.030	0.030	0.50	0.50

铁粉的外观为银灰色，表面不应有氧化锈迹，粉中不应混有外来夹杂物。在金相显微镜下观察，铁粉颗粒应是不规则的海绵状。

粉末冶金用还原铁粉应具有的物理和工艺性能见表3.2-25。

表3.2-25　粉末冶金用还原铁粉的物理和工艺性能

牌　号	松装密度 /g·cm^{-3}	流动性/s·(50 g)$^{-1}$ ≤	压缩性/g·cm^{-3} ≥	筛分析/%				
				>250 μm (+60目)	>180 μm (+80目)	>150 μm (+100目)	>75 μm (+200目)	<45 μm (-325目)
FHY80.23	2.20～2.45	38	6.40	0	≤3	余量		5～25
FHY80.25	2.45～2.70	35	6.45	0	≤3	余量		5～25
FHY100·25	2.40～2.60	35	6.60	—	0	≤5	余量	5～30
FHY100·27	2.60～2.80	30	6.70	—	0	≤5	余量	5～30
FHY200	2.00～2.80	—	—	—	—	—	≤5	≥32

注：除FHY200牌号外，其余牌号铁粉小于75 μm（-200目）的粉末应为40%～60%。

粉末冶金用还原铁粉制品容易吸水变潮，影响性能及使用，因此在运输及保存时（例如包装材料、存放场地湿度、通风等）应采取妥善措施，防止变潮。

适宜制作中高密度和高密度材料及制品的 FHY100·25、FHY100·27 的总铁含量大，杂质（C、Si、Mn、P、S）的含量低，而松装密度大，流动性好，压缩能力强，表现出较好的综合性能。

GB/T 4136—1994《粉末冶金用还原铁粉》中对产品分类、技术要求、试验方法、检验规则、引用标准、包装和标志等都有明确规定。

2）电焊条用还原铁粉　YB/T 5138—1993《电焊条用还原铁粉》中的还原铁粉按其主要特征及用途分为 FHT40·30、FHT40·37 和 FHT100·25 三个牌号，其中 FHT40·30 按化学成分又分成Ⅰ、Ⅱ两个等级。牌号中 FHT——电焊条用还原铁粉；其后第一个数字——产品过筛的目数；第二个数字——产品松装密度值的 10 倍。电焊条用还原铁粉的化学成分见表 3.2-26。

FHT40·30 的颗粒适中，形状不规则，既可改善焊条的焊接工艺性能，又可提高焊接熔敷效率。此铁粉适宜制造中等熔敷效率的碱性及酸性焊条。

表 3.2-26　电焊条用还原铁粉的化学成分（质量分数）%

牌　号	级别	总铁 ≥	Mn	Si	C	S	P	氢损
			≤					
FHT40·30	Ⅰ	98.0	0.4	0.15	0.05	0.020	0.020	0.50
	Ⅱ	97.0	0.4	0.20	0.10	0.025	0.025	1.00
FHT40·37		98.0	0.4	0.15	0.05	0.020	0.020	0.50
FHT100.25		98.0	0.4	0.15	0.05	0.020	0.020	0.50

FHT40·37 的颗粒稍粗且较致密，有利于提高焊接熔敷效率，主要用于制造高效铁粉焊条。

FHT100·25 的颗粒较细，形状不规则，比表面积大，有利于提高焊条药皮的导电性，改善焊条的电弧稳定性和再引弧性能，适用于制造小直径的焊条。

各种还原铁粉的松装密度、流动性、粒度组成的要求见表 3.2-27。

为保证铁粉的性能和制造工艺，其质量应均匀、良好，表面不得有氧化锈迹，混入外来夹杂，不能有大于 0.7 mm 的粗大颗粒。在运输、存放中要注意防潮、防锈。

表 3.2-27　电焊条用还原铁粉的性能

牌号	级别	松装密度 /g·cm^{-3}	流动性 /s·（50 g）$^{-1}$ ≤	粒度分布（目）/%									
				+40（>425 μm）	−40 +60（250~425 μm）	−60 +80（180~250 μm）	−80 +100（150~180 μm）	−100 +150（106~150 μm）	−150（<106 μm）	−150 +200（75~106 μm）	−200 +250（63~75 μm）	−250 +320（45~63 μm）	−320（<45 μm）
FHT40·30	Ⅰ	3.00±0.10	32	≤1	5~20	余量			≤25	—	—	—	—
	Ⅱ	3.00±0.10	32	≤1	5~20				≤25	—	—	—	—
FHT40·37		3.70±0.10	30	≤1	5~30	余量			≤20	—	—	—	—
FHT100·25		2.50±0.10	36	—	—	—	≤5	10~35	—	余量	余量	余量	≤20

3）水雾化铁粉　可以作为粉末冶金工业原料，制造中高密度机械零件、易切削烧结零件及高性能电焊条、涂料等。

水雾化铁粉的牌号、成分和性能分别见表 3.2-28 和表 3.2-29。

4）羰基铁粉　羰基铁粉所具有的极发达的表面是其他各种铁粉无法相比的，因而是化学电源极板及催化剂的最佳材料，还用于电子工业、磁粉离合器、试剂、磁性材料等。

表3.2-30 给出一些牌号羰基铁粉的化学成分和工艺性能。

表 3.2-28　水雾化铁粉的化学成分（质量分数）%

牌　号	C	Si	Mn	P	S	盐酸不溶物	氢损
	≤						
WPL200（−1）	0.02	0.05	0.15	0.015	0.015	0.2	0.20
WPL200（−2）	0.03	0.06	0.20	0.015	0.035	0.2	0.35
WP200（−1）	0.02	0.05	0.15	0.015	0.025	0.2	0.25
WP200（−2）	0.03	0.06	0.20	0.015	0.035	0.2	0.35

表 3.2-29　水雾化铁粉的性能

牌　号	松装密度 /g·cm^{-3}	流动性 /s·（50 g）$^{-1}$≤	压缩性/g·cm^{-3}≥		粒度组成/%			
			$p_1$①	$p_2$②	200~160 μm	160~100 μm	100~63 μm	<63 μm
WPL200（−1）	2.6±0.1	33	6.5	7.0	5~15	25~45	20~40	15~40
WPL200（−2）	2.6±0.1	28	6.45	6.95	5~15	25~45	20~40	10~50
WP200（−1）	3.0±0.1	28	6.6	7.03	<15	20~50	20~40	15~35
WP200（−2）	2.8±3.1	30	6.5	7.0	<15	20~50	20~40	10~40

①　p_1 为 392 MPa。
②　p_2 为 588 MPa。



表 3.2-30 羰基铁粉的化学成分和性能

牌号		化学成分（质量分数）/%				松装密度/$g\cdot cm^{-3}$	振实密度/$g\cdot cm^{-3}$	平均粒度/μm
		Fe	C	O	N			
		≥	≤					
C1-02		97.0	1.0	1.0	—	0.5～1.0	—	1～3
C1-02P		99.5	0.2	0.3	—			
C1-05		97.0	1.0	1.0	—	1.5～2.0	—	4～7
C1-05P		99.5	0.2	0.3	—			
GAF	TH	98.0	0.8	0.3	0.9	2.2～3.2	3.5～4.5	3～5
	E							4～6
	SF					2.2～3.0	3.0～4.0	3～4
GAF	GQ-4	99.0	0.1	0.3	0.1	2.0～3.0	2.0～4.0	4～6
	GQ-6					1.2～2.2	2.2～3.2	3～5
GAF	HPC	99.5	0.1	0.3	0.1	2.2～3.2	3.0～4.0	6～8
	HPL	99.5	0.075	0.3	0.05			6～9

（4）金属粉末用筛网对照表（表 3.2-31）

表 3.2-31 我国常用筛网与各国筛网系统对照表

中国，常用		美国，ASTM		美国，Tylor		英国，BS		日本，JIS		德国，DIN		俄罗斯，ГОСТ		
筛号	孔径/μm	筛号	孔径/μm	筛号	孔径/μm	筛号	孔径/μm	筛号	孔径/μm	丝径/mm	孔径/mm	筛号	孔径/mm	目数
32	495	35	500	32	495	30	500	32	500	0.315	0.5	050	0.50	30
42	351	40	420	42	351	44	353	42	350	0.25	0.4	040	0.45	40
60	246	60	250	60	246	60	251	65	210	0.16	0.25	025	0.25	60
80	175	80	177	80	175	85	175	80	177	0.125	0.20	018	0.18	80
100	147	100	149	100	147	100	147	100	149	0.10	0.15	016	0.16	100
150	104	140	105	150	104	150	104	145	105	0.066	0.10	010	0.10	140
200	74	200	74	200	74	200	74	200	74	0.045	0.071	0080	0.080	180
250	61	230	62	250	61	240	66	250	62	0.04	0.063	0063	0.063	225
325	44	325	44	325	44	300	53	325	44	0.032	0.05	0056	0.056	275
400	37	400	37	400	37							004	0.04	

编写：祖荣祥（钢铁研究总院）

第3章　生　　铁

生铁是碳含量（质量分数）大于2.11%的铁碳合金（常用生铁的碳含量为2.5%～4.5%），除碳外，还含有一定数量的Si、Mn、P、S等杂质。

生铁质硬而脆，有一定的机械强度，但塑性、韧性很低。生铁的加工变形能力很差，不能锻造、轧制，但可以铸造成形。

生铁主要用高炉冶炼，用砂型或钢铸模浇注成生铁锭，或者以铁水状态供给使用。

生铁是炼钢和冶炼铸铁的重要原料。按用途将生铁分为炼钢生铁、铸造生铁、合金生铁；按化学成分可分为低硅生铁、低硫生铁、高硫生铁、高磷生铁等。

生铁是一种重要的金属材料，在生铁和钢及铸铁之间保持一定的比例关系有很重大意义，例如生铁产量与钢产量之比的“铁钢比”和铸铁产量与生铁产量之比的“铸铁比”。“铁钢比”越小，表明金属的价值发挥得越充分、用于铸造机械零件的生铁用量少和炼钢过程中铁的损失少。铸铁硅含量高，生产时需消耗大量焦炭，增加能耗，所以要控制“铸铁比”。

1　生铁的冶炼

1.1　高炉冶炼生铁

高炉是目前世界上最主要的炼铁设备。高炉冶炼的生铁差不多占全部生铁产量的90%以上。

高炉炉壳用钢板制成，里面用耐火砖砌成内衬，炉膛横断面为圆形。高炉的结构从上到下分为炉喉、炉身、炉腰、炉腹和炉缸五部分。炉喉上面有装料设备，炉缸上部设有风口，风口下面有出铁口、出渣口。

铁矿石、焦炭和熔剂按照配料比例通过装料设备，分批装入炉内。预热的空气（800～1 350℃）从风口吹入炉缸，还可以喷吹重油、煤粉、天然气等辅助燃料。焦炭和辅助燃料产生的高温煤气上升，加热铁矿石和熔剂。经过一系列物理化学反应之后，铁矿石中的铁被还原出来并成为铁水。通过造渣除去其中的一些杂质而得到生铁。铁水由出铁口流出，炉渣由出渣口排出。

高炉炼铁技术已经发展得较为成熟，其技术进步的特点是大型化、高效化和自动化。

高炉的容积不断增大，日趋大型化，其技术经济效益表现为投资大大降低，有效地节能、降低燃料比，提高劳动生产率。大型高炉的有效容积可达到5 000 m^3，日产生铁1万吨以上。

高效化表现在高压操作、高风温技术、综合喷吹技术等方面，从而大大降低能耗，全面提高高炉生产的技术指标和生产效率。

高炉炼铁在精料的基础上发展高顶压（炉顶压力）、高风温、高富氧、高喷吹量（煤粉、天然气）、高寿命（一代炉龄10年无中修）和低硅铁冶炼，即“五高一低”技术。

高炉炼铁生产的自动化和检测技术现代化已经达到一个新高水平。例如红外线、激光检测料面形状，磁力仪测定焦炭层分布及运行情况，光导纤维测炉内状态，风口观测电视技术，中子测量炉料水分，炉缸、炉底温度连续测定以及高炉炼铁专家系统等。

1.2　非高炉炼铁

非高炉炼铁是炼铁冶金的新工艺，例如铁矿石直接还原和熔融还原技术。

1.2.1　直接还原法

直接还原法是铁矿石在熔化温度以下被还原成铁——海绵铁的炼铁方法。所得产品叫直接还原铁或海绵铁（因为含有大量微气孔）。

直接还原铁的碳、硅含量低，杂质含量较高。95%的海绵铁代替废钢作为电炉炼钢的优质原料，也可用于高炉、氧气转炉和化铁炉。

直接还原法主要分为两类：

1）气体还原直接还原法　用预热天然气作为还原剂，并提供还原反应所需热量。按照工艺设备不同而分为竖炉法、反应罐法、流态化法等。绝大多数直接还原铁是用气体还原直接还原法生产的。

2）固体还原直接还原法　以煤为还原剂，主要设备为回转窑。可生产海绵铁和粒铁，但以海绵铁为主。

天然气作为一次能源的问题是价高且供应受限，所需电能和精矿粉亦有一定的限制。

1.2.2　熔融还原法

熔融还原法是指一切不用高炉冶炼生铁的方法。其目的是为了取代高炉炼铁，基本上不改变传统的钢铁生产原则，但可以不用价高的焦炭而降低费用。熔融还原法是直接还原法合乎逻辑的发展。

铁矿石、精矿粉被固态、液态或气态还原剂还原，有时虽用少量焦炭，但并不是主要能源。同传统高炉炼铁法相比，有以价廉而丰富的非焦炭煤为主要能源，而且可使用矿粉及工艺流程短，建设投资小，生产效率高，生产的铁水可直接兑入氧气转炉炼钢等许多优点。

熔融还原炼铁依工艺过程和反应器的数量可分为一步法和二步法。按反应器的类型可分为三类：由转炉技术派生出来的熔融还原法；由竖炉技术派生出来的熔融还原法和利用电炉及等离子技术的熔融还原法。

熔融还原法需要大量氧气或电能，能耗较高，技术工艺、设备还有不少问题，需要研究解决和改进。

2　生铁的种类

2.1　按化学成分分类

2.1.1　低硅生铁

按国家标准规定，硅含量（质量分数）低于0.45%的生铁称为低硅生铁，一般作为炼钢用生铁。

在高炉中冶炼低硅生铁时通过控制高炉下部温度和造渣制度条件，可使生铁的硅含量不超过0.40%。随着高炉生产技术的进步和稳定，以及采用强化冶炼，高炉冶炼低硅生铁取得较好的经济效益。据统计资料，生铁的硅含量每降低0.1%，可降低焦比3 kg/t，增产生铁2%～4%。高炉原料成分和操作条件的稳定性是保证低硅生铁冶炼顺利进行的必要条件。

对转炉炼钢来说，硅的氧化热是炼钢所需热量的主要来源之一，硅含量过低不能达到钢水的精炼温度，但是硅含量最高也不应超过0.85%。

电炉炼钢所用的生铁，希望其硅含量越低越好。因为这



种炉子是利用外来热源，硅的作用只是调节钢的熔毕碳含量，硅含量过高没有好处。

2.1.2 低硫生铁

按国家标准规定，硫含量（质量分数）≤0.03%的生铁为低硫生铁。

几乎对所有的钢（含硫易切钢除外），硫都是有害元素。网状硫化物分布在钢的晶界之上，严重损伤钢的力学性能，使之变脆。所以无论是炼钢生铁还是铸造生铁都希望硫含量越低越好。

硫会阻碍铸造生铁中球墨铸铁中的石墨球化，故铸造生铁依硫含量不同而分为三类。硫含量（质量分数）最低者为第一类（硫含量≤0.03%），最高者为第三类（硫含量≤0.05%），中间一类≤0.04%。炼钢生铁中的硫含量限制更严，特级炼钢生铁的硫含量不得超过0.020%。

2.1.3 低磷生铁

低磷生铁是磷含量较低（一般硫含量<0.03%）的生铁，用于特殊要求，例如冶炼低磷钢、极低磷钢。

磷对钢和生铁的性能既有有利的作用，也有不良的影响。适当的磷含量能够提高金属液体的流动性、增加钢的强度（磷有很强的固溶强化作用）和耐大气腐蚀能力等。但是，当磷含量超过一定范围之后则产生负面影响，例如损害钢、铁的塑性、韧性、焊接性、冷及热加工性、电磁性能等，所以在大多数情况下都应把磷作为有害元素而加以严格限制。炼钢用生铁、铸造用生铁和球墨铸铁用生铁的磷含量（质量分数）范围分别是≤0.100～0.400%（GB/T 717—1998）、≤0.06%～0.90%（GB/T 718—1982）和≤0.05%～0.10%（GB/T 1412—1985）。

炼钢生铁的磷含量应尽量低些，但在炼钢过程中脱磷比脱硫还要容易一些，所以对炼钢用生铁中磷含量的限制范围也比硫的限制范围（硫含量≤0.020%～0.070%）更宽。在生产低磷钢（磷含量<0.010%，以保证优良的低温冲击韧性）和极低磷钢（磷含量<0.005%，例如一些牌号的铬镍奥氏体不锈钢，以保证良好的抗应力腐蚀性能）时则应使用低磷生铁。

高炉炼铁过程中对磷含量难以控制，故生铁的磷含量完全取决于所用原料。所以冶炼低磷生铁时必须使用含磷低的铁矿石、熔剂，或者进行铁水预处理，降低磷含量。

根据用途把铸造用生铁的磷含量分为五个等级：磷含量最低的≤0.06%，最高的为0.40%～0.90%（见表3.3-2）。形状复杂、强度要求不高的铸件可选用磷含量较高的生铁，反之则应选择磷含量较低的生铁。

2.1.4 高硫生铁

国标 GB/T 717 规定硫含量的范围是：炼钢生铁的最高硫含量为0.070%（第三类上限），故硫含量超过0.07%的生铁称为高硫生铁。但是从炼钢的要求考虑，硫含量达到0.050%～0.070%（第三类），通常都被看成是高硫生铁。铸造生铁的最高硫含量为不超过0.05%（第三类）。

2.1.5 高磷生铁

炼钢生铁的磷含量超过0.4%（三级的上限）被称为高磷生铁。采用高磷矿石冶炼生铁时，须经国家主管部门批准，允许生铁的磷含量不大于0.85%（GB/T 717—1998）。铸造生铁的磷含量最高允许达到0.90%（五级上限）。

2.2 按用途分类

2.2.1 炼钢生铁

硅含量较低（一般为0.6%～1.6%），碳以化合态（Fe_3C）形式存在的生铁，断口呈白色，称白口铁。其性硬而脆，一般只能作为炼钢原料，很少用于制造机械零件，有时作为可锻铸铁的生产原料。

国家标准《GB/T 713—1998 炼钢用生铁》中按硅含量不同将炼钢生铁分成三个牌号：L04、L08 和 L10，并按锰、磷、硫的含量分为不同的组或级、类。具体成分要求见表3.3-1。

表 3.3-1 炼钢生铁化学成分（质量分数） %

牌号		L04	L08	L10
C		≥3.50		
Si		≤0.45	>0.45～0.85	>0.85～1.25
Mn（3组）	一	≤0.40		
	二	>0.40～1.00		
	三	>1.00～2.00		
P（4级）	特	≤0.100		
	一	>0.100～0.150		
	二	>0.150～0.250		
	三	>0.250～0.400		
S（4类）	特	≤0.020		
	一	>0.020～0.030		
	二	>0.030～0.050		
	三	>0.050～0.070		

注：各牌号生铁的碳含量均不作报废依据。

与原标准《GB/T 717—1982 炼钢用生铁》相比，现标准增加了特级磷，调整了锰含量要求。

各种牌号的生铁可以铁水或铁块形态供货，而且块状生铁还有大小两种尺度可供选用。

炼钢生铁的数量占生铁总量的80%以上，是转炉和电炉炼钢的主要原料。

含硅较低的L04特别适合用于电炉炼钢，有利于节能和缩短冶炼时间，但并不适合用于转炉。因为硅的氧化所产生的热量是转炉炼钢的主要热源之一，硅含量过低则不易达到钢水精炼所需的温度，故用L8或L10效果更好。

2.2.2 铸造生铁

与炼钢生铁的主要区别是硅含量较高，故铁水流动性好，碳几乎全以游离态的石墨形式存在，断口灰色，故称灰口铁。易切削加工，用于铸造各种零件。但是性脆，塑、韧性差，不可锻轧加工。

铸造用生铁的标准，GB/T 718—1982 按硅含量将铸造生铁牌号分为六种：Z34、Z30、Z26、Z22、Z18、Z14，每个牌号又因 Mn、P、S 的含量不同而分成不同的组、级和类。各牌号的成分规定见表3.3-2。

表 3.3-2 铸造生铁化学成分（质量分数） %

牌号		Z34	Z30	Z26	Z22	Z18	Z14
C		>3.3					
Si		>3.20～3.60	>2.80～3.20	>2.40～2.80	>2.00～2.40	>1.60～2.00	1.25～1.60
Mn	1组	≤0.50					
	2组	>0.50～0.90					
	3组	>0.90～1.30					
P	1级	≤0.06					
	2级	>0.06～0.10					
	3级	>0.10～0.20					
	4级	>0.20～0.40					
	5级	>0.40～0.90					

续表 3.3-2

牌号		Z34	Z30	Z26	Z22	Z18	Z14
S	1 类	≤0.03					
	2 类	≤0.04					
	3 类	≤0.05					

Z34生铁的硅含量（质量分数）可提高到 3.60% ~ 6.00%，也可生产含有其他合金元素的特殊铸造生铁。各牌号铸造生铁只以块状供应，块重约 5 kg。铁块表面应洁净。

YB/T 14—1988 铸造用生铁标准中还对铁中微量元素，例如 As、Pb、Sn、Sb、Zn、Cr、Ni、Cu、V、Ti、Mo 等的含量做出规定（表 3.3-3），虽然日常无需检验，但应保证在规定范围内，为的是保证具有优良的质量和性能。

表 3.3-3　铸造用生铁的微量元素（质量分数）%

铸铁号		Z34	Z30	Z26	Z22	Z18	Z14
As	一组锰	≤0.000 8					
	二组锰	≤0.001 4					
Pb	1 级	≤0.000 5					
	2 级	≤0.000 7					
Sn	1 级	≤0.000 5					
	2 级	≤0.000 5					
Sb	1 级	≤0.000 6					
	2 级						
Zn	1 级	≤0.000 3					
	2 级	≤0.002 0					
Cr	1 级	≤0.010 0					
	2 级						
Ni	1 级	≤0.006 4					
	2 级						
Cu	1 组锰时	≤0.004 0					
	2 组锰时	≤0.005 0					
V	1 级	≤0.009 5					
	2 级	≤0.011 5					
Ti	1 级	≤0.070 0					
	2 级	≤0.087 0					
Mo	1 级	≤0.001 0					
	2 级	≤0.001 2					

注：微量元素含量（质量分数）总和≤0.100 0%（一级品）；≤0.120 0%（二级品）。

另外，GB/T 1412—1985《球墨铸造用生铁》规定了专门用来生产球墨铸铁的生铁。成分上的特点是硅含量（最高 1.80%）比铸造生铁低，比炼钢生铁高；锰含量比铸造生铁和炼钢生铁都低。

球墨铸铁用生铁的牌号及化学成分列于表 3.3-4（GB/T 1412—1985）。碳含量虽需分析，但不作为报废依据。

表 3.3-4　球墨铸铁用生铁化学成分（质量分数）%

牌　号		Q10	Q12	Q16
Si		≤1.00	>1.00 ~ 1.40	>1.40 ~ 1.80
Mn	一组	≤0.20		
	二组	>0.20 ~ 0.50		
	三组	>0.50 ~ 0.80		

续表 3.3-4

牌　号		Q10	Q12	Q16
P	特级	≤0.05		
	一级	>0.05 ~ 0.06		
	二级	>0.06 ~ 0.08		
	三级	>0.08 ~ 0.10		
S	特类	≤0.02		
	一类	>0.02 ~ 0.03		
	二类	>0.03 ~ 0.04		
	三类	≤0.06		≤0.05

2.2.3　合金生铁

利用含有共生金属的铁矿石炼成的生铁，其成分中含有某些合金元素，可供某些特殊用途，例如提取合金元素、冶炼合金钢等。

（1）含钒生铁

含钒生铁是用钒钛磁铁矿经过选矿富集后在高炉中冶炼出来的。铸造生铁中微量元素钒的含量很低。例如 YB/T 14—88 中的钒含量（质量分数）1 级为≤0.009 5%，2 级为≤0.011 5%。但是用于提炼钒用的含钒生铁和用以炼钢和铸造的含钒生铁的钒量却高得多。

YB/T 5125—1993 中的含钒生铁有四种（见表 3.3-5）。F02 的钒含量最低，也高于 0.20%，F05 最高，可在 0.50% 以上。

表 3.3-5　含钒生铁牌号及化学成分（质量分数）

%

牌　号		F02	F03	F04	F05
V		≥0.20	≥0.30	≥0.40	≥0.50
Ti		≤0.60			
Si	一组	≤0.45			
	二组	>0.45 ~ 0.80			
P	一级	≤0.15			
	二级	>0.15 ~ 0.25			
	三级	>0.25 ~ 0.40			
S	一类	≤0.05			
	二类	≤0.07			
	三类	≤0.10			

若用含钒生铁炼钢或铸造，硅含量（质量分数）可大于 0.80%，但 V、Ti 之外的其他成分（C、Si、Mn、P、S）应符合 GB/T 717—1998 和 GB/T 718—1982 的相应成分规定。采用高磷矿冶炼时必须经过国家主管部门批准，且磷含量（质量分数）应≤0.85%。

（2）磷铜钛低合金耐磨生铁

为了铸造耐磨件，可以使用磷铜钛低合金耐磨生铁。这种生铁中除含 Si 外，还含有 P、Cu、Mn、Ti 等微量合金元素，从而改善材料的组织和性能。其牌号及化学成分见表 3.3-6。

牌号中的“NMZ”为“耐”、“磨”、“铸”汉语拼音的第一个字母的组合，其后数字代表平均硅含量的千分之几。成分中除硅含量各不相同外，Mn、P、Cu 也都有三个或两个不同含量级别，可以根据所需加以选择。钛含量只定出下限。如果需要，硅含量还可要求提高至 3.60% 以上。

如前所述，生铁为碳含量在 2.0% 以上的铁碳合金，铸造生铁中微量元素的含量也极少（如表 3.3-3）。磷铜钛低合



金耐磨生铁六个牌号的碳和硅的含量与铸造用生铁（GB/T 718—1982）的完全相同，而磷含量却比铸造用生铁高，铜含量（质量分数）更比表3.3-3中的值（≤0.005 0）高得多，最低0.30%，最高允许超过0.70%。这是为了保证铸件耐磨性能所必须的（形成磷共晶的断续网状，作为坚硬的骨架，使铸铁具有良好的耐磨性），为达到这种成分要求，在矿石原料的选择和冶炼工艺上的控制也应注意。

表3.3-6　铸造用耐磨生铁化学成分（质量分数）

%

铁号		NMZ34	NMZ30	NMZ26	NMZ22	NMZ18	NMZ14
C		≥3.30					
Si		>3.20～3.60	>2.80～3.20	>2.40～2.80	>2.00～2.40	>1.60～2.00	1.25～1.60
Mn	1组	≤0.50					
	2组	>0.50～0.90					
	3组	>0.90					
S	1类	≤0.03					≤0.04
	2类	≤0.04					≤0.05
	3类	≤0.05					
P	A级	0.35～0.60					
	B级	>0.60～0.90					
	C级	>0.90					
Cu	A级	0.30～0.70					
	B级	>0.70					
Ti		≥0.06					

2.2.4　脱碳低磷粒铁

高炉铁水被高压水喷吹，成为珠状铁粒，因而被称为粒铁。粒铁的碳含量很高，与生铁的碳含量相同。若用粒铁作为电炉炼钢的原料，必须先经过脱碳处理。这种脱碳处理是把粒铁加热至一定温度，进行固态扩散脱碳，得到脱碳粒铁。经脱碳处理后，粒铁的碳含量（质量分数）可以降至1.5%左右。

脱碳低磷粒铁具有低碳、低磷、低硫和微量有害元素含量较低的特点，可代替部分废钢、海绵铁作为电弧炉炼钢的优质原料，可以缩短冶炼时间，降低能耗，提高钢的质量。

YB/T 068—1995中规定了脱碳低磷粒铁的技术要求、试验方法、检验规则、包装、储存等方面的内容。

标准中的脱碳低磷粒铁共有三个牌号：TL10、TL14、TL18。“TL”后面的数字代表其平均碳含量的1 000倍。如TL14的碳含量为1.20%～1.60%，平均碳含量为1.40%，乘以1 000，即为14。

各牌号粒铁的化学成分列于表3.3-7。

表3.3-7　脱碳低磷粒铁的化学成分（质量分数）

%

牌号	TL10	TL14	TL18
C	≤1.20	>1.20～1.60	>1.60～2.00
Si	≤1.25		
Mn	≤0.80		
P	≤0.06		
S	≤0.05		

粒铁为不规则颗粒状，粒度约3～15 mm。露天存储时间不应超过30天，以免吸湿变潮，影响使用。

编写：祖荣祥（钢铁研究总院）



参 考 文 献

1 师昌绪主编. 材料大辞典. 北京：化学工业出版社，1994
2 中国冶金百科全书总编辑委员会《金属材料》卷编辑委员会. 中国冶金百科全书·金属材料. 北京：冶金工业出版社，2001 年 3 月
3 梁爱生. 钢铁生产新技术. 北京：冶金工业出版社，1993
4 田民坡. 磁性材料. 北京：清华大学出版社，2001
5 机械工程手册，电机工程手册编辑委员会. 机械工程手册工程材料卷. 北京：机械工业出版社，1996
6 李义春主编. 中国材料产品目录（上卷）. 北京：化学工业出版社，1998 年
7 董均果主编. 实用材料手册. 北京：冶金工业出版社、机械工业出版社，2000 年
8 王仰舒. 钢铁材料. 北京：世界图书出版公司，1990

第4篇

铸 铁 与 铸 钢

主　编　陈　琦
编　写　陈　琦　彭兆弟
审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第1章 铸 铁

铸铁是在凝固过程中经历共晶转变，用于生产铸铁件的铁基合金总称。在这些合金中，碳当量超过了在共晶温度时能使碳保留在奥氏体固溶体中的量。

在我国乃至世界铸件生产中，选用铸铁制造的铸铁件约为整个铸件生产的78%左右。

在本章中，所涉及的铸铁主要有：灰铸铁、球墨铸铁、蠕墨铸铁、可锻铸铁、抗磨铸铁、冷硬铸铁、耐热铸铁、耐蚀铸铁和奥氏体铸铁等。

1 灰铸铁

碳主要以片状石墨形式析出的铸铁称为灰铸铁，断口呈灰色。灰铸铁的基体形式有：铁素体，珠光体，珠光体加铁素体。

我国制订了灰铸铁标准《灰铸铁件》（GB/T 9439—1988）。

1.1 灰铸铁牌号

灰铸铁根据直径30 mm单铸试棒的抗拉强度分为6种牌号：HT100、HT150、HT200、HT250、HT300和HT350。

1.2 灰铸铁技术要求

1.2.1 生产方法及化学成分

灰铸铁的生产方法及化学成分（质量分数，本章未标明者均为质量分数）可由供方自行决定，但必须达到国家标准GB/T 9439—1988《灰铸铁件》中规定的灰铸铁牌号及相应的力学性能指标。

1.2.2 力学性能

（1）抗拉强度

1）单铸试棒的抗拉强度　根据单铸试棒加工成试样测定灰铸铁的抗拉强度，应符合表4.1-1的规定。

表4.1-1 单铸试棒的抗拉强度

牌　号	最小抗拉强度 σ_b/MPa
HT100	100
HT150	150
HT200	200
HT250	250
HT300	300
HT350	350

注：验收时，n 牌号的灰铸铁，其抗拉强度应在 n 至（$n+100$）MPa的范围内。

2）附铸试棒（块）的抗拉强度　当铸件壁厚超过20 mm，而质量又超过200 kg，并有特殊要求时，经供需双方协商同意，也可采用与铸件冷却条件相似的附铸试棒或附铸试块加工成试样来测定抗拉强度，测定结果比单铸试棒的抗拉强度更接近铸件材质的性能，应符合表4.1-2的规定。

3）不同壁厚的灰铸铁件的抗拉强度　灰铸铁的抗拉强度与铸件壁厚有关，同一牌号灰铸铁件的不同壁厚处会得到不同的抗拉强度。为了便于设计和使用，表4.1-3给出了各牌号不同壁厚的灰铸铁件能达到的抗拉强度的参考值。当供需双方协商同意时，也可用从铸件上切下的试块加工成试样来测定铸件材质的性能，应符合表4.1-3的规定。

表4.1-2 附铸试棒（块）的抗拉强度

牌　号	灰铸铁件壁厚/mm		最低抗拉强度 σ_b/MPa				
			附铸试棒		附铸试块		铸　件（仅供参考）
	大于	至	ϕ30 mm	ϕ50 mm	R15 mm	R25 mm	
HT150	20	40	130	—	〔120〕	—	120
	40	80	115	〔115〕	110	—	105
	80	150	—	105	—	100	90
	150	300	—	100	—	90	80
HT200	20	40	180	—	〔170〕	—	165
	40	80	160	〔155〕	150	—	145
	80	150	—	145	—	140	130
	150	300	—	135	—	130	120
HT250	20	40	220	—	〔210〕	—	205
	40	80	200	〔190〕	190	—	180
	80	150	—	180	—	170	165
	150	300	—	165	—	160	150
HT300	20	40	260	—	〔250〕	—	245
	40	80	235	〔230〕	225	—	215
	80	150	—	210	—	200	195
	150	300	—	195	—	185	180
HT350	20	40	300	—	〔290〕	—	285
	40	80	270	〔265〕	260	—	255
	80	150	—	240	—	230	225
	150	300	—	215	—	210	205

注：1. HT100牌号的灰铸铁件在厚断面处强度太低，没有实用价值。
2. 当灰铸铁件壁厚超过300 mm时，其力学性能应由供需双方协商确定。
3. 方括弧内的数值仅适用于灰铸铁件壁厚大于试样直径时使用。

表4.1-3 灰铸铁件的抗拉强度

牌　号	灰铸铁件壁厚/mm		最低抗拉强度 σ_b/MPa
	大于	至	
HT100	2.5	10	130
	10	20	100
	20	30	90
	30	50	80
HT150	2.5	10	175
	10	20	145
	20	30	130
	30	50	120



续表 4.1-3

牌号	灰铸铁件壁厚/mm		最低抗拉强度 σ_b /MPa
	大于	至	
HT200	2.5	10	220
	10	20	195
	20	30	170
	30	50	160
HT250	4.0	10	270
	10	20	240
	20	30	220
	30	50	200
HT300	10	20	290
	20	30	250
	30	50	230
HT350	10	20	340
	20	30	290
	30	50	260

注：当一定牌号的铁液浇注壁厚均匀而形状简单的铸件时，壁厚变化所造成抗拉强度的变化，可从本表查出参考性数据。当铸件壁厚不均匀，或有型芯时，此表仅能近似地给出不同壁厚处大致的抗拉强度值，铸件设计应根据关键部位的实测值进行。

（2）硬度

需方如果要求以硬度作为检验灰铸铁件材质的力学性能时，则应符合表 4.1-4 的规定。

灰铸铁的硬度和抗拉强度之间的关系可参考图 4.1-1。

表 4.1-4 灰铸铁硬度和抗拉强度间的关系

RH / σ_b/MPa	0.8	0.9	1.0	1.1	1.2
	布氏硬度 HBS				
80	82	92	102	112	122
100	93	105	116	128	140
120	105	118	131	144	157
140	116	131	145	160	174
160	129	144	160	176	192
180	139	157	174	192	209
200	150	169	188	206	225
220	157	177	196	216	236
240	164	185	205	226	247
260	171	192	214	235	257
280	178	200	223	245	267
300	185	208	231	255	278
320	192	216	240	264	288
340	199	224	249	274	298
360	205	232	258	283	309
380	213	240	266	293	320
400	220	248	275	303	330

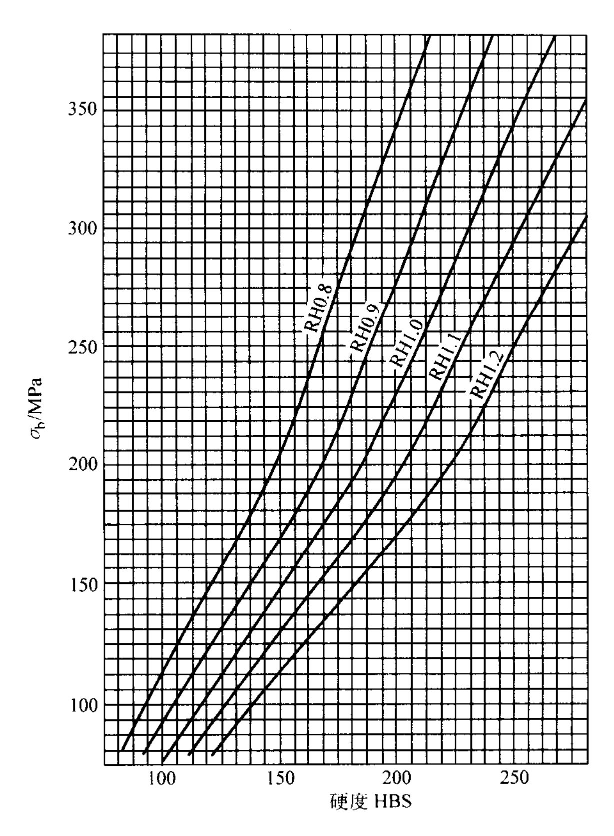


图 4.1-1 灰铸铁硬度与抗拉强度的关系

1.2.3 金相组织和热处理

需方如对灰铸铁件的金相组织有要求时，应符合 GB/T 7216—1987《灰铸铁金相》的规定。对灰铸铁件的热处理有要求时，供需双方应在订货时商定。

1.3 灰铸铁适用范围

灰铸铁具有以下主要特点。

1）灰铸铁虽然塑性和韧性较低，但仍具有一定强度，抗拉强度 $\sigma_b \approx 100 \sim 350$ MPa 或者更高些，而抗压强度却非常高，可与钢相比，通常为抗拉强度的 3～4 倍，这是灰铸铁常用于制造机器的底座、支承重物的构件所必须的。

2）灰铸铁中具有片状石墨，在基体上起到切口作用，因而使得灰铸铁作为结构材料时的缺口敏感性非常低，且人为的缺口有时对灰铸铁疲劳极限值并无明显影响。

3）灰铸铁具有良好的吸振性和减振性，用灰铸铁制作机电设备的底座或机架等零件时，能有效地吸收机器振动的能量，从而起到阻尼的作用。

4）灰铸铁具有良好的润滑性能，用灰铸铁制造机电设备上经受滑动摩擦的零件时，具有良好的减摩性能。在有水分存在的情况下，石墨又是很好的润滑剂，而一旦石墨从基体上脱落时所留下的空间又便于贮存润滑油，这是灰铸铁可以成为良好耐磨材料的重要条件之一。

5）灰铸铁具有良好的导热性能，用灰铸铁制造内燃机的汽缸体、汽缸盖时，可迅速传导出汽缸内部由于燃烧以及汽缸壁与活塞环之间摩擦而产生的大量热量，这种良好的导热性对于在高温下工作的机电设备零件是很重要的。

6）灰铸铁在同一应力下反复加载时，具有加载次数增加，应变曲线弯曲程度明显减少，卸载后残留塑性变形也减少的特性。因此利用这种特性，可通过精加工前一定次数的预加载，获得高的构件尺寸稳定性。



7）灰铸铁具有良好的铸造和切削加工性，其熔炼比较简便。与铸钢相比，熔化温度较低，熔炼设备和熔炼工艺都比较简单；在铸造性能方面，灰铸铁液的流动性良好，线收缩率和体收缩率较小，铸件不易产生开裂，因此常用于制造结构复杂的铸件和薄壁铸件。

8）灰铸铁具有良好的抗大气和土壤的腐蚀性，因此常用于低压铸铁管的制造。

9）灰铸铁是由生铁、废钢铁、回炉料、铁合金等多种金属炉料配制熔制而成，其取材方便，来源充足，熔制成本仅为铸钢的0.6～0.7，因此最适宜于制作大批量生产方式生产的灰铸铁件。

10）在灰铸铁中加入少量合金元素，例如Cu、Cr、Ni、Mo、V、Sn、Sb、Ti、W、B、N等，可有效地提高其力学性能和使用性能，并改善其铸造性能，因此常用来制作发动机的汽缸体、汽缸盖、汽缸套和活塞环以及机床导轨、压缩机曲轴、制玻璃瓶的模具等。

总之，灰铸铁由于具有一定的强度和良好的减振性、耐磨性，以及优良的切屑加工性和铸造工艺性，而且生产简便、成本低，因此常常成为对于强度、塑性和韧性要求不特别高的铸件的首选材料，并且是选用最多的一种，约占整个铸件材料的70%左右，现已广泛用于各种机电产品和日常生活用品之中。

灰铸铁的适用范围可参见表4.1-5和表4.1-6。

表4.1-5 灰铸铁的适用范围之一

序号	适用产品		适用程度	
	类别	类型	主要	次要
1	通用机械	低压泵	✓	
		低压阀	✓	
		液压件	✓	
		减速机	✓	
		铸铁风机	✓	
		压缩机	✓	
		制冷机	✓	
		空分制氧机		✓
2	机床	车床	✓	
		铣床	✓	
		刨床	✓	
		磨床	✓	
		钻床	✓	
		镗床	✓	
		齿轮加工机床	✓	
		仪表机床	✓	
		冲压设备	✓	
		锻压设备	✓	
		铸造设备	✓	
3	轻纺机械	造纸机械	✓	
		印刷机械	✓	
		橡胶机械	✓	
		塑料机械	✓	
		陶瓷机械	✓	
		玻璃机械	✓	
		食品机械	✓	
		制糖机械		✓
		纺织机械	✓	
		缝纫机	✓	
		衡器	✓	

续表4.1-5

序号	适用产品		适用程度	
	类别	类型	主要	次要
4	重型机械	冶金机械		✓
		矿山机械		✓
		煤矿机械	✓	
		起重机械		✓
		运输机械		✓
		工程机械		✓
		建材机械		✓
		水工机械		✓
5	电力机械	发电机	✓	
		汽轮机		✓
		水轮机（中小型）	✓	
		（大型）		✓
		电站锅炉		✓
		电动机	✓	
		电力电器		✓
		线路器材	✓	
6	石油化工机械	石油机械		✓
		化工机械		✓
7	农业机械	拖拉机	✓	
		手扶拖拉机	✓	
		收获机械		✓
8	汽车	重型载重汽车		✓
		中型载重汽车		✓
		小汽车		✓
		汽车发动机	✓	
9	铁路车辆	铁路内燃机车		✓
		铁路电力机车		✓
		铁路蒸汽机车		✓
		铁路客货车		✓
10	船舶机械	船用机械	✓	
		港用机械		✓
11	内燃机	大中型柴油机	✓	
		小型柴油机	✓	
		汽油机		✓
12	兵器	常规兵器		✓
		特种兵器		✓
13	其他	五金工具	✓	
		家用电器		✓
		生活用品		✓
		运动器械		✓
		艺术品		✓
		装饰品		✓
		水暖器材	✓	
		消防器材		✓

表 4.1-6 灰铸铁的适用范围之二

牌 号	适用范围	
	工作条件	适用举例
HT100	1）负荷极低 2）磨损无关重要 3）变形很小	盖、外罩、油盘、手轮、手把、支架、座板、重锤等形状简单、不甚重要的铸件，这些铸件通常不经试验即被采用，一般不必加工，或者只须经过简单的机械加工
HT150	1）承受中等负荷的铸件 2）摩擦面间的单位面积压力大于 490 kPa	1）一般机械制造中的铸件，如：支柱、底柱、齿轮箱、刀架、轴承座、轴承滑座、工作台、齿面不加工的齿轮和链轮、汽车、拖拉机的进气管和排气管、液压泵进油管等 2）薄壁（重量不大）铸件，工作压力不大的管子配件以及壁厚小于等于 30 mm 的耐磨轴套等 3）圆周速度大于 6 ~ 12 m/s 的带轮以及其他符合左列工作条件的铸件
HT200 HT250	1）承受较大负荷的铸件 2）摩擦面间的单位面积压力大于 490 kPa（大于 10 t 的大型铸件，其摩擦面间的单位面积压力可大于 1 470 kPa）或需经表面淬火的铸件 3）要求保持气密性，或要求抗胀性以及韧性的铸件	1）一般机械制造中较为重要的铸件，例如汽缸体、齿轮、链轮、棘轮、衬套、金属切削机床床身、飞轮等 2）汽车、拖拉机的汽缸体、汽缸盖、活塞、刹车毂、联轴器盘、飞轮、齿轮、离合器外壳、分离器本体、左右半轴壳 3）承受 7 840 kPa 以下中等压力的油缸、泵体、阀体等 4）汽油机和柴油机的活塞环 5）圆周速度大于 12 ~ 20 m/s 的带轮以及其他符合左列工作条件的铸件
HT300 HT350 （HT400）	1）承受高弯曲力及高拉力的铸件 2）摩擦面间的单位面积压力大于等于 1 960 kPa 或需进行表面淬火的铸件 3）要求保持高度气密性的铸件	1）机械制造中重要的铸件，例如剪床、压力机、自动车床和其他重型机床的床身、机座、机架和大而厚的衬套、齿轮、凸轮；大型发动机的汽缸体、汽缸盖、汽缸套等 2）高压气（液）压缸、水缸、泵体、阀体等 3）圆周速度大于 20 ~ 25 m/s 的带轮以及符合左列工作条件的其他铸件

1.4 灰铸铁选用技术

1）灰铸铁的力学性能数据一般都从单铸的 ϕ30 mm 试棒上获得。由于灰铸铁的组织和力学性能受凝固区间和共析相变区间冷却速度的影响很大，故从试棒上测得的性能并不完全能代表形状、壁厚与试棒不同的实际铸件的性能，而仅能代表在约定的条件下所浇灰铸铁的组织和力学性能，因此对于有特殊要求的灰铸铁件可按其关键部位壁厚，选用冷却速度与其相近的单铸试棒或附铸试棒来测定其灰铸铁性能。

2）用铸造方法成形的铸件，由于生产工序繁多，影响铸件力学性能的因素也多，而且有些影响因素还难于稳定地予以控制，这就造成了铸件力学性能的波动范围较大，在设计铸件选用灰铸铁牌号时应将这一问题考虑在安全系数中，而且一般应采用偏大的安全系数（见表 4.1-7）。

表 4.1-7 灰铸铁的安全系数

静载荷	动载荷		
	脉动载荷	交变载荷	冲击载荷
5	5	10	15

3）选用灰铸铁时，决不能只考虑强度一项，而应有效地综合利用灰铸铁的多种特性，获得适应不同用途的灰铸铁件。比如：

① 考虑到灰铸铁的摩擦阻力小，磨损小，强度、耐磨性、耐蚀性之间有很好的配合，吸振性好，铸造性能也好，能铸造复杂的形状，又适应大量生产方式，铸件质量容易稳定等多种特性，灰铸铁被广泛地选用于蒸汽、煤气以及石油系燃料的发动机缸体等。

② 考虑到灰铸铁减磨性好，并有一定的强度和弹性，铸造性能也好等多种特性，灰铸铁，特别是低合金灰铸铁也被广泛地选用于发动机的活塞环和缸套等。

③ 考虑到灰铸铁吸振性好，变形小，通过合金化使灰铸铁具有均匀分布的石墨和一定的强度，并具有良好的润滑性能和耐磨性能等多种特性，低合金灰铸铁也被广泛地选用于机床铸件以及水压机、轧机、齿轮和飞轮等。

④ 考虑到灰铸铁耐磨性好，缩孔倾向小，铸造性能好，加工性能好等多种特性，灰铸铁也被广泛地选用于要求承受低压的阀类铸件等。

⑤ 考虑到灰铸铁能采用较高的碳当量，铁液流动性好，并能防止铸件出现白口等多种特性，灰铸铁也被广泛地选用于对强度要求不太高的薄壁铸件等。

⑥ 考虑到石墨片形态的灰铸铁导热性好，弹性模量低，能够很好地吸收加热冷却时产生的应力等多种特性，灰铸铁也被广泛地选用于某些钢锭模以及汽车和拖拉机的排气管等。

⑦ 考虑到灰铸铁的缺口敏感性小以及合金化后表面能局部激硬成白口组织的多种特性，低合金灰铸铁也被广泛地选用于小负载的曲轴和凸轮轴等。

⑧ 考虑到灰铸铁具有良好的耐磨性、强度、噪声吸收能力以及摩擦制动能力等，灰铸铁也被广泛地选用于制动毂、制动片和闸瓦等。

⑨ 考虑到灰铸铁具有吸振和抑制噪声的多种特性，灰铸铁也被广泛地选用于印刷机械、电动机机壳和端盖、造纸机机架、台面、齿轮、干燥器以及滚筒等。

⑩ 考虑到某种合金化的灰铸铁能获得防渗漏的 D 型石墨，且有弹性模量高（E = 110 ~ 104 GPa）、组织致密性好且均匀的多种特性，某种低合金灰铸铁被广泛地选用于空调器和电冰箱用的旋转压缩机汽缸、曲轴等。

4）在滑动摩擦条件下使用的铸件不宜选用普通灰铸铁，而应选用低合金灰铸铁。这是因为，对于像机床导轨，汽车刹车（蹄）片、刹车鼓、离合器片，内燃机汽缸套、活塞环，液压件阀体等在滑动摩擦条件下使用的铸件，往往以黏着磨损、咬合磨损或接触疲劳磨损等失效，因此对这些铸件有耐磨要求，并要求其摩擦表面有好的导热性能，好的摩擦



性能，足够的强度，以消除因相变引起的体积变化和低的弹性模量，并减少热应力的影响。为此：

在滑动摩擦条件下使用的机床铸件，常选用的低合金灰铸铁有磷铜钛耐磨铸铁、高磷耐磨铸铁、钒钛耐磨铸铁、铬钼铜耐磨铸铁、铬铜耐磨铸铁等。

在滑动摩擦条件下使用的汽缸套铸件，常选用的低合金灰铸铁有磷铸铁、磷铬铸铁、磷铬铜铸铁、磷铬钼铸铁、磷钒铸铁、磷锑铸铁、铬钼铜铸铁、硼铸铁、硼钒钛铸铁等。

在滑动摩擦条件下使用的活塞环铸件，常选用的低合金灰铸铁有钨系列活塞环、铬钼系列活塞环、硼系列活塞环等。

5）选用灰铸铁作为铸件材料时还应注意：

① 灰铸铁是一种脆性材料，其强度、塑性和韧性都比球墨铸铁低，比铸钢更低，且在受拉伸或压缩负载时不服从虎克定律，其弹性模量不是个常数，并随显微组织（特别是石墨状况）不同在 80～140 GPa 的范围内变动，因此不推荐灰铸铁在需要高冲击性能的场合下使用。

② 灰铸铁的持久强度随温度的提高而降低，普通灰铸铁可以在350℃时长期承受设计应力的载荷；大多数抗拉强度为 300～430 MPa 的低合金灰铸铁，可以在427℃以下长期承受设计应力的载荷。因此，灰铸铁不宜在 300～400℃以上的温度长期使用，因为灰铸铁在这种温度使用，特别是经过反复的加热与冷却时，常常发生“生长”现象，即体积胀大、密度减小、强度下降，使铸件不能继续使用。这主要是由于氧化性气体沿石墨边界和裂纹渗入灰铸铁的内部，发生氧化，造成体积长大。此外，也由于渗碳体在高温时分解，生成密度小而体积大的石墨，致使灰铸铁体积长大。

③ 灰铸铁除了在常温的碱或碱性水溶液、中性或极弱酸性水溶液中可短暂使用外，通常在大部分腐蚀介质中都是不耐蚀的，也不推荐选用。这是因为灰铸铁置于腐蚀介质（电解质）内，其表层的电化学不均一性所致。通常在灰铸铁组织中，石墨的电极电位高于渗碳体，而渗碳体又高于铁素体，因此当灰铸铁处于腐蚀介质（电解质）内时即会形成原电池而发生电化学腐蚀，使电位低的相发生腐蚀。

④ 在各种铸件材料中，灰铸铁对壁厚（断面）的敏感性最显著，薄壁处易形成过冷石墨及白口，厚壁处石墨粗大，从而使铸件不同部位有不同的硬度、强度，并影响到机械加工和最终的使用性能，因此对壁厚相差悬殊的铸件，也不推荐选用灰铸铁。

⑤ 灰铸铁的断后伸长率很低，从 HT150～HT300 的灰铸铁，其拉伸断裂时的断后伸长率为 0.3%～0.8%，且随抗拉强度的提高而提高，随硅含量的提高而降低，断裂时灰铸铁的永久变形为 0.2%～0.6%。但是，断后伸长率和疲劳极限有一定联系，如果采用高碳（w_C = 3.5%）低硅（w_{Si} = 1.4%）的低合金化处理，则可获得抗拉强度大于 350 MPa、断后伸长率大于 1.3%的低合金灰铸铁，而且高的碳量保证了高的导热能力，有好的耐热疲劳性能。

⑥ 珠光体灰铸铁的冲击吸收功随其抗拉强度增加而提高，铁素体灰铸铁具有较高的冲击吸收功。总之，灰铸铁的强度越高，硬度越低，冲击性能越好。

⑦ 一般情况下，抗拉强度高的灰铸铁，缺口敏感性也大。

6）铸件选定灰铸铁牌号后，应根据表 4.1-3 所列灰铸铁件的抗拉强度，查出铸件各不同壁厚处所能达到的抗拉强度，以校核灰铸铁件各部分的强度和刚度。

有关灰铸铁的选用实例可参见表 4.1-8 和表 4.1-9。

表 4.1-8 普通灰铸铁的选用实例

产品名称	零件（铸件）	
	名 称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
1）灰铸铁 HT100		
齿轮加工用刨齿机	压板	90 × 30 × 16/0.3
纺织用槽筒机	车尾罩	632 × 220 × 85，主要壁厚 5/6.75
SGT-2B 型地上衡	增砣体	ϕ100 × 41/2.2
自动弧焊机	轴承盖	74 × 74 × 16.5，主要壁厚 9/0.8
工农-10 手扶拖拉机	轮胎配重块（外）	ϕ380 × 40，主要壁厚 40/37
港口用 30 t 浮吊	配重块	1 100 × 780 × 690/2 860
港口用 30 t 桥吊	重块	
V 型柴油发动机	通气管体	ϕ68 × 195，主要壁厚 3.5/1.32
家用取暖炉	炉身	ϕ210 × ϕ250 × 330，主要壁厚 $2.5^{+0.5}_{0}$/6
	炉座	ϕ242 × ϕ205 × 90，平均壁厚 4～5/2
家用取暖火盆	取暖火盆	ϕ560 × 120，主要壁厚 1.2/3
铁挂锁	40 mm 锁体条	40 × 20 × 1 850
雷锋像（艺术品）	雷锋像	1 300 × 1 200，主要壁厚 20/1 500
装饰用铸铁楼梯栏杆	铸铁楼梯栏杆	细处约 ϕ15，最粗处约 ϕ60/13
装饰用铸铁围墙栏杆	铸铁围墙栏杆	截面 20 × 10
2）灰铸铁 HT150		
闸阀	立柱	ϕ260 × 350，主要壁厚 10
06 齿轮箱	上箱体	268 × 272 × 195，主要壁厚 5/15
135 齿轮箱	上箱体	646 × 336 × 394，主要壁厚 8/118



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
2）灰铸铁 HT150		
PM250 齿轮减速机	机盖	平均壁厚 15，最薄处 8/33
Y_5-47-No6C 锅炉引风机	支架	450×392×255，主要壁厚 13/44
D35 罗茨风机	底座	1 650×820×180，主要壁厚 10～14/416
风机	底座	370×330×380，主要壁厚 10/40
BS-12.5 制冷机	前轴承座	ϕ380×186，主要壁厚 15/42
空压机	前盖	646×190×40
氧气透平压缩机	皮带轮	ϕ465×270，主要壁厚 50/104
车床	手轮	ϕ300×80，壁厚 ϕ30/10
CWY6140 车床	前床腿	965×735×385，主要壁厚 15/235
C6208 车床	三杆支架	/3
X52K 立式铣床	铣头	460×515×516，主要壁厚 50/250
B655 牛头刨	底座	1 460×700×190，最大壁厚 36，最小壁厚 10/280
M6365B 钻头刃磨床	床身	1 100×600×820，主要壁厚 12，平导轨厚 45，V 型导轨厚 55/550
M6615 金属圆锯片刃磨床	床身	1 200×390×360，主要壁厚 13/330
Z3063 摇壁钻床	电机座	530×570×113，主要壁厚 10/40
ZW3225A 车式万向摇壁钻床	手轮	ϕ125×74，主要壁厚 10/1.5
卧式镗床	平衡重锤	1 040×460×420/1 025
	上拖板	910×770×126，主要壁厚 31，最大壁厚 75/385
T68 卧式镗床	尾部壳体	1 160×395×350，主要壁厚 26，最大壁厚 46，最小壁厚 10/183
		1 140×442×365，主要壁厚 12/175
刨齿机	机盖	575×197×323/22.5
仪表机床	无特殊要求的铸铁件	
W620-4 折边机	左蜗轮箱	385×177×202，主要壁厚 14/285
Q11-6×2500 剪板机	后撑挡	2 540×228×220，主要壁厚 20/145
J23-35t 开式双柱可倾压力机	导轨	400×95×60，壁厚 90/20
Q3113A 抛丸清理滚筒	锥形体	ϕ1 424×45，主要壁厚 16/116
Q116 圆形滚筒清理机	机座	2 245×736×235，主要壁厚 15/420
造纸机	支架	1 650×1 350×180，主要壁厚 18/400
	铸铁网笼	ϕ1 250×12，主要壁厚 12/60
AJS301 三色凹印机	底座	810×405×80，主要壁厚 35/95
炼胶机	机座	4 881×1 724×265，主要壁厚 20～30/2 000～7 000
	底座	1 350×3 700×200，平均壁厚 30
	刻度盘	ϕ173×18.5，主要壁厚 4/1.26
XK400 炼胶机	减速机体	1 278×470×415，主要壁厚 12/320
SZ200/120 注塑成型机	电动机座	ϕ350×195/27.5
SJ-90×25 塑料挤出机	下罩壳	770×350×205，主要壁厚 8/25
陶瓷用 NB125 双缸泥浆泵	机座	ϕ851×ϕ230×1 225，主要壁厚 25/400
食品用 BZPF20 罐酒机	底座	1 306×486×136，主要壁厚 20/250
毛纺机械	大墙板	1 900×110×2 380，主要壁厚 15/725
纺织用浆纱机械	立柱	377×300×3 920，主要壁厚 20/430



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
2）灰铸铁 HT150		
纺织用粗纱机	中车面	545×80×945，主要壁厚 10/38.2
	车面	2 298×170×65，主要壁厚 10/89.5
纺织用卷线机	前车面	1 047×75×57，主要壁厚 8/11.4
缝纫机	机头	301×190×92，平均壁厚 6/4
ZGT-50 型地中衡	支点架	350×200×550，主要壁厚 30/38
冶金用加热炉	炉门	1 880×1 500×420，主要壁厚 25/900
矿山用干燥机	游动环	ϕ2 688×168，主要壁厚 170/980
煤矿用 150 型输送机	轴承盖	ϕ265×75
煤矿用 PG116-2 过滤机	右分配头体	724×400×200，主要壁厚 20/91
10、15、20t 桥式双梁起重机	闷盖	ϕ250×48.5，主要壁厚 10/5.5
CPQ3 叉车	平衡重	740×1 250×880，最厚断面 430×270/1 770
	机座	730×660×130，主要壁厚 20/84
叉车	平衡重	1 250×880×750，主要壁厚 250/1 750
皮带运输机	托辊轴承座	ϕ83×55，主要壁厚 6.5/1
工程用 CT6A 拖式铲运机	左（右）盖板	ϕ540×48，壁厚 15/20
建材用破碎机	大皮带轮	ϕ867×202，主要壁厚 95/700
发电机	出线盒	260×235×90，主要壁厚 8/6
50 kW 发电机	机座	600×400×555，主要壁厚 8/100
汽轮机	蜗轮壳	1 035×1 025×422，主要壁厚 35/680
	支架	294×244×333，主要壁厚 56/55
HL110-WJ-35 型水轮机	进水弯管	ϕ400×1 210，主要壁厚 18/187.5
深井电动机	防逆盘	ϕ163×ϕ85×88，主要壁厚 19/6
Y280 型电动机	机座	581×540×560，主要壁厚 25/250
Y112 型电动机	机座	220×240×230，主要壁厚 8/20
Y280～180 型电动机	端盖	主要壁厚 8～20/10～20
电力用 SN 系列 10 kV 高压开关	固定线圈基座	328×256×177，主要壁厚 14/21
石油用抽油机	平衡锤	1 100×800×180，主要壁厚 180/880
石油用干馏机	衬板	1 500×814×35，主要壁厚 35/450
化工用 ϕ3.6 mm 煤气发生炉	反应锅	ϕ1 660×1 750，主要壁厚 20/2 500
	八瓣浸水管	ϕ1 375×1 375，主要壁厚 25/2 000
化工用 CO_2 气体吸收塔磷肥设备	洗涤器上节	ϕ1 070×640，主要壁厚 20/420
磷肥设备	高位槽本体	1 840×830×950，主要壁厚 15/932
75 马力拖拉机	正时齿轮室	631×447×78，主要壁厚 10/27
丰收 300 拖拉机	排气弯管	200×125×80，主要壁厚 4
铁牛-55 型拖拉机	定位销盖	366×100×49，厚壁 10，薄壁 5/3.5
工农-10 手扶拖拉机	轮距调节套	ϕ66×62，主要壁厚 18/0.45
丰收 1100 型脱粒机	轴承内盖	ϕ155×29，壁厚 10～12/1.6
载重自卸车油压系统	取力箱	153×200×230，主要壁厚 6/10
中型载重汽车	变速箱外壳	270×383×231，主要壁厚 6/32.7
铁路内燃机车	稳压箱	2 176×307.5，主要壁厚 8/255
	手轮	ϕ80×35，主要壁厚 5/0.5



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
2）灰铸铁 HT150		
铁路电力机车	板件	220×170×24，主要壁厚 10/3.8
	壳形件	550×530×545，主要壁厚 75/148
	方铁块	500×415×240，壁厚 240/308
铁路蒸汽机车	外烟筒	ϕ755×1 283，主要壁厚 13/350
	废气喷口	300×300×150/34
铁路客货车	制动缸体	455×361，主要壁厚 20/80
船用 R56 机械	扳手轮	ϕ350×133，主要壁厚 50/35
	蒸汽饭锅外锅	ϕ1 020×760×17，主要壁厚 17/350
港口 5 t 桥吊	JZQ500 牙箱机盖	986×480×285，主要壁厚 14/191
V 型柴油发动机	滤清器支架	200×8×165，主要壁厚 8/6
	进气管	921×136×148，主要壁厚 6/18
台虎钳	活动体	440×85×175，主要壁厚 15/17.5
ϕ180～210 mm 电风扇	风扇壳	主要壁厚 4.5～6/2.5～3
家用取暖炉	炉面盘	490×340×90，大面积壁厚 3.5/5
搪瓷铸铁浴盆	铸铁浴盆坯	1 600×750×380，主要壁厚 $6^{+0}_{-0.5}$/80
双杠运动器材	双杆座	主要壁厚 15/146
水暖用 1/2″直角式恒温疏水器	阀体	79×60×43，主要壁厚≈3/0.36
3）灰铸铁 HT200		
2QS-9/17 水泵	水缸	长 300×高 375×内径 ϕ80，主要壁厚 20/60
水泵	泵体	主要壁厚 6～8/50
2BA-6 型离心泵	叶轮	最小壁厚 7，最大壁厚 15/2.9
JD 型深井水泵	导水壳	壁厚 3～15/18
工业水泵	联轴器	最小壁厚 7，最大壁厚 40/10
DN1400 蝶阀	阀体	ϕ1 620×710×1 880，主要壁厚 24/1 550
Z45 的 600 型阀	阀体	平均壁厚 20/600
750 齿轮箱	中箱体	672×855×300，主要壁厚 14/240
X4 星形摆线减速机	立式机座	ϕ260×130，平均壁厚 15，最薄处 12/16
X11 减速机	卧式机座	180×886×760，平均壁厚 25/450
	斜齿壳	壁厚 15/26
D60 罗茨风机	轴承座	ϕ365×145，主要壁厚 25
	下机壳	1 310×480×600，主要壁厚 20/887
148-80 罗茨风机	机壳	1 010×920×675，壁厚 22～33/730
F4.8 冰箱压缩机	机身	222×186×245，壁厚 10
S8-12.5A 单机双级氨制冷压缩机	机体	620×950×880，主要壁厚 15/685
空压机	机身	1 085×1 035×578，主要壁厚 16/685
空气透平压缩机	曲轴箱	2 040×900×860，主要壁厚 30/2 400
C5112A 立车	进刀箱	647×459×290，最大壁厚 80，最薄壁厚 12/345
C336-1/1-12 转塔车床	滑座	650×483×204，最厚 60，最薄 10/110
C620B 车床	溜板箱	507×275×215，主要壁厚 15/57
	床头箱	672×520×328，主要壁厚 10，最大壁厚 44/225



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
3）灰铸铁 HT200		
X2010C 龙门铣	主轴箱体	825×763×420，主要壁厚 25、35、60/720
X5216 圆工作台铣床	箱体	1 120×1 065×930，主要壁厚 25～90/2 000
X52K 立式铣床	床身	1 700×620×914，主要壁厚 30/950
B2025 龙门刨	床身中段	7 000×2 600×800，导轨面壁厚 55，筋带壁厚 20/18 000
B665 牛头刨	工作台	520×451×415，主要壁厚 15，最大壁厚 58/210
M6025C 万能工具磨床	床身	800×710×410，主要壁厚 15，导轨厚度 50/350
M1420×750 万能外圆磨床	床身	2 250×990×745，主要壁厚 15/1 200
Z3080×25 摇臂钻床	主轴箱体	590×645×820，最薄 10，最厚 20/278
	摇壁	1 100×3 620×725，主要壁厚 30，一般壁厚 15/1 850
	内柱	ϕ840×2 310，平均壁厚 60，最大热节处 ϕ120/1 300
Z3063 摇臂钻床	主轴箱体	747×540×580，主要壁厚 10/245
ZW3225A 车式万向摇臂钻床	变速箱体	504×435×341，主要壁厚 11/142
T68 卧式镗床	后立柱滑座	976×475×165，主要壁厚 12/280
Y236 刨齿机	上箱体	607×345×100，主要壁厚 20/52
X8130 仪表万能工具铣床	底座	720×720×420，壁厚 12～14/200
11A-6×2500 剪板机	箱体	960×440×660，主要壁厚 20/445
Q11-13×2500 剪板机	大齿轮	ϕ1 313×150/740
J23-100t 开式双柱可倾压力机	床身	2 710×1 620×1 100，主要壁厚 35，最薄处壁厚 30，最厚处壁厚 200/5 300
YB-100T 四柱液压机	上横梁	950×610×480/740
YA32-315 液压机	活动横梁	1 660×1 160×400，主要壁厚 105，最薄壁厚 50/2 980
铸造用 2ZZ8640A 型全自动二工位热芯盒射芯机	底座	4 120×1 400×270，主要壁厚 25/2 660
铸造用 S114 辗轮式混砂机	底盘	ϕ1 862×194，主要壁厚 25/1 093
铸造用 Z145 造型机	压实活塞	ϕ460×438/20
造纸机	铸铁辊	ϕ550×3 510，主要壁厚 105/3 800
造纸用真空泵	泵盖	ϕ865×213，主要壁厚 22/220
TT402 四开平台印刷机	机座	1 845×940×825，主要壁厚 15，导轨壁厚 45/1 500
炼胶机	轴承体	700×620×440/450～630
	挡胶板	400×455×120，主要壁厚 16～20/20
XK400 炼胶机	机座	1 400×3 700×350/2 000
橡胶机械用封头模具	压边圈	ϕ2 000×166/1 500
橡胶用双模定型硫化机	活塞导套	$\phi_{外}$470×580×$\phi_{内}$180，壁厚 20～70/110
SZ200/120 注塑成型机	底座（小型机）	700×462×75/105
	底座（大型机）	2 320×570×260/1 800
SJ-150B 塑料挤出机	减速箱体	740×820×950，主要部位壁厚 150/1 200
陶瓷用 QM1800×2100 球磨机	端盖	ϕ1 818×148，主要壁厚 35/900
陶瓷用 ϕ260 真空炼泥机	真空室	780×532×970，主要壁厚 18/560
玻璃用制瓶机	支架	
食品用 GB1B10 注胶机	箱体	1 030×440×864，主要壁厚 17/475
制糖用 TLX400B 甜菜机	底座	3 330×1 350×250/1 900
纺织机械	六辊	2 700×340×4 770，主要壁厚 20/2 240



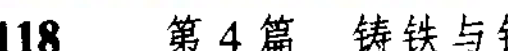
续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名 称	(尺寸/mm) / (质量/kg)
3）灰铸铁 HT200		
纺织用粗纱机	龙肋	2 292 × 270 × 52，主要壁厚 10/101
纺织用并条机	车面	1 900 × 810 × 110，主要壁厚 20/396
印染机械	弯肋轮	ϕ640 × 60，主要壁厚 35/28.5
缝纫机	上带轮	ϕ146 × 21，主要壁厚 11
GCC-15 型钢材秤	第一杠杆体	2 470 × 1 070 × 405，主要壁厚 50/330
矿山用破碎机	飞轮	ϕ1 079 × 314，主要壁厚 60/880
煤矿用 44 型输送机	减速机箱体	1 002 × 396 × 262，主要壁厚 15/146
煤矿用 SZ-4 水环式真空泵及压缩机	叶轮	ϕ453 × 520，主要壁厚 25/120
煤矿用 PA-3 浮悬机	叶轮	ϕ650 × 285，主要壁厚 20/179
200 t 履带起重机	40 t 平衡重块	3 100 × 2 600 × 670，壁厚 670/40 000
起重机	滑轮	ϕ450 × 80，主要壁厚 40/90
QY20 液压汽车起重机	卷筒	ϕ580 × 506，主要壁厚 28/240
起重机械用 ZB75 柱塞泵	泵体	ϕ215 × 309，主要壁厚 12.5/38.8
30 t 桥式双梁起重机	卷筒	ϕ688 × 2 220，主要壁厚 42/1 344
运输用皮带机	滚动轴承座	320 × 175 × 70，主要壁厚 30/13
运输机械	轴承座	370 × 220 × 300，筋及板壁厚 16，底座及轴承座处壁厚 50/32
CPQ3 叉车	箱体	240 × 320 × 330，主要壁厚 8/36
TL180 轮胎式推土机	总泵体	355 × 295，主要壁厚 15/32
建材用球磨机	轴承座	1 400 × 900 × 545，主要壁厚 45/1 100
水工机械	隔盘	ϕ1 350 × 610，主要壁厚 42/430
120 kW 发电机	机座	680 × 527 × 580，主要壁厚 9，最大壁厚 25/130
13# 发电机	机座	760 × 970 × 1 000，主要壁厚 12/615
汽轮机	前座架	2 650 × 1 190 × 298，主要壁厚 50/7 800
	前轴承箱主体	2 880 × 2 077 × 840，主要壁厚 40/8 500
	低压缸中部下半	ϕ3 310 × 2 358，主要壁厚 40/1 300
HL-220-WJ-42 型水轮机	蜗壳	1 781 × 1 675 × 780，主要壁厚 20/1 080
HL-110-WJ-50 型水轮机	蜗壳	1 832.5 × 1 620 × 540，主要壁厚 65 ~ 80
电站用 6.5 t/25 锅炉	翅片式铸铁省煤气	144 × 144 × 2 000，管壁厚 10，叶片厚（上部）3/84
油浸式潜水电泵	机座	ϕ158 × 232，主要壁厚 8.5/10
YZR280 型电动机	机座	540 × 540 × 560，主要壁厚 25/300
YZR180 型电动机	机座	400 × 400 × 400，主要壁厚 20/170
电力电器用模具	模板	200 × 160 × 30，主要壁厚 30/8.5
石油用修井机械	脚踏板	275 × 70 × 58，主要壁厚 7/3
石油用抽油机	平衡块	1 130 × 200 × 1 120，主要壁厚 200/1 300
石油用泥浆泵	皮带轮	ϕ1 370 × 720，轮幅厚 90，最厚处 130/约 3 000
化工用 2 200 t 水压机	模具封头	ϕ2 620 × 960，主要壁厚 200/1 100
化工用 ϕ3.6 m 煤气发生炉	中央灰箱	ϕ1 820 × 2 400，主要壁厚 25/3 500
化工用球磨机	轴承座	1 020 × 500 × 600，主要壁厚 40/500
化工用水环式真空泵	叶轮	ϕ330 × 330，最大壁厚 46，叶片厚 6/40
化工容器	400 L 化碱锅	ϕ2 430 × 1 850，主要壁厚 35/4 750
磷肥设备	大皮带滚筒	ϕ1 350 × 1 800，主要壁厚 27，最大壁厚 90/2 100
75 马力拖拉机	汽缸盖	813 × 280 × 128，主要壁厚 6，局部壁厚 12/92



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名 称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
3）灰铸铁 HT200		
丰收 180 拖拉机	机体	422×400×266，主要壁厚 5/68
铁牛-55 型拖拉机	变速箱与后桥本体	1 245×410×470，最厚壁 90，最薄壁 9/365
工农-10 手扶拖拉机	传动箱体	453×320×345，主要壁厚 6/43.5
龙井 12 型手扶拖拉机	变速箱体	主要壁厚 20/30.5
丰收 3.0 联合收割机	皮带轮	ϕ273×75，壁厚 12～15/10.5
JD1065 联合收割机	壳体	250×250×45，壁厚 7/3.2
联合收割机	变速箱壳体	375×285×420，主要壁厚 8/38
重型载重汽车	6140 正时齿轮室盖	564×553×68，主要壁厚 8/28.5
载重自卸车液压系统	转阀体	75×106×117/4.5
铁路内燃机车	支架	235×218×132，主要壁厚 10/11
	接头体	78×60，主要壁厚 6/1
铁路电力机车	缸体件	240×160×104，主要壁厚 10/12
	瓦形件	198×80×65，主要壁厚 40/6
	板条件	1 500×365×300，主要壁厚 80/480
铁路蒸汽机车	制动缸体	400×398×460，主要壁厚 29/85
	回动机风缸	ϕ350×ϕ254×560，主要壁厚 18/100
铁路客货车	GK 型三通阀体	180×174×164，主要壁厚 15/12
船用 82 柴油机	汽缸体	3 060×1 340×780，最大壁厚 45，最小壁厚 12，平均壁厚 26/4 200
42 000 t 货轮	*DN*150 阀体	最大壁厚 20，最小壁厚 8/2～5
船用 390 柴油机	凸轮箱罩壳	3 740×405×360，最大壁厚 50，最小壁厚 15/860
船用 5L60MCE 柴油机	导滑板	2 466×170×150，主要壁厚 14 和 45/400
船用机械	053H 船压盖	最大壁厚 20，最小壁厚 5/1～10
绞吸式挖泥船	边轱轮	ϕ1 450×820，最厚处 75/2 300
港口 5 t 40 M 装卸车桥	开闭卷筒	ϕ522×1 200，主要壁厚 43/683
EM195 型柴油机	汽缸体	530×318×184，壁厚 6±0.8/48
AK-10 汽油起动机	汽缸体	壁厚 5～13/11.5
平口钳	固定体	530×250×150，主要壁厚 30/37
家用窝	铸铁碓窝	105×105×9.5，主要壁厚 4/1.5
水暖器材	阀体	78×42×60，主要壁厚 3/0.41
4）灰铸铁 HT250		
1QYR40-56/25 单缸油泵	汽缸	ϕ600×920×680，主要壁厚 30/800
SL3NB-1300 泥浆泵	皮带轮	壁厚 80～120/2 700
DN1400 止回阀	隔板	ϕ2 448×450，主要壁厚 65/5 100
A50J41B-25Z 中压阀	阀体	ϕ166×236，主要壁厚 7/14
3639 齿轮箱	下箱体	970×1 080×430，主要壁厚 12/800
4-72-12No8D 离心通风机	轴盘	ϕ430×160，主要壁厚 50/50
风机	皮带轮	ϕ170×65，主要壁厚 20/25
H12-53/320 氮氢空气压缩机	中体	ϕ750×1 160，主要壁厚 30～40/850
空气透平压缩机	下机壳	2 585×3 040×2 842，主要壁厚 50/36 000
空压机	一级汽缸头体	ϕ610×140，主要壁厚 15/143
C620B 车床	大拖板	570×574×94，最大壁厚 70/100



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
4）灰铸铁 HT250		
X2010C 龙门铣	床身	7 690 × 1 000 × 590，壁厚 25 ~ 60，主要壁厚 65/11 000
	横梁	3 300 × 800 × 520，壁厚 20 ~ 90/3 500
	立柱	300 × 1 300 × 720，主要壁厚 25 ~ 100/6 500
B655 牛头刨	车身	960 × 940 × 480，主要壁厚 16，最大壁厚（导轨处）60/488
T68 卧式镗床	床身	3 890 × 1 510 × 500，主要壁厚 38，最大壁厚 57/2 775
	主轴箱	720 × 555 × 705，主要壁厚 15/650
T4163 单轴坐标镗床	变速箱壳体	500 × 398 × 382，主要壁厚 8，最大壁厚 28/127
T4163B 单柱坐标镗床	床身	2 231 × 1 456 × 569，主要壁厚 68/2 570
TG4280 高精度双柱坐标镗床	床身	2 790 × 1 710 × 754，主要壁厚 70，最大壁厚 70，最小壁厚 16/3 900
Y236 刨齿机	蜗轮	ϕ427 × 88/58
Y31500-11020 滚齿机	立柱	3 670 × 2 700 × 1 980，主要壁厚导轨面 64，筋带厚 20 ~ 30/11 700
Q11-6.3 × 2000 剪板机	大齿轮	ϕ680 × 200，主要壁厚 35/142.5
Q11-13 × 2500 剪板机	墙板	2 030 × 1 530 × 200，最大壁厚 188，一般壁厚 20 ~ 25/1 555
YA32-500 液压机	上横梁	1 900 × 1 400 × 824，主要壁厚 70/470
AXJ60400 六色凹印机	印刷墙板	1 900 × 1 260 × 70，主要壁厚 12，肋板厚 20 ~ 25/580
炼胶机	盖板	2 226 × 330 × 215，主要壁厚 50/700
	机架	1 350 × 900 × 300，主要壁厚 30/630
橡胶用平板硫化机	柱塞	ϕ440 × 680，主要壁厚 60/450
橡胶机械用封头模具	上模	ϕ3 025 × 960，主要壁厚 80/16 500
ϕ400 炼胶机	机腿	350 × 970 × 380，主要壁厚 30，局部厚度 100/650
制糖用 TLX400B 甜菜机	叶轮	ϕ1 100 × 765，壁最厚 90，壁最薄 30/1 100
印染机械	锡林	ϕ1 320 × 1 340，主要壁厚 50/2 700
纺织用粗纱机	皮带轮	ϕ155 × 93，主要壁厚 110/12.5
运输机械	减速箱盖	2 920 × 1 520 × 911/1 775
80T 运输机	罩筒	ϕ590 × 452，主要壁厚 14/120
煤矿用排矸机械	排矸轮轨道	ϕ2 980 × 60，主要壁厚 90/700
	排矸轮齿杆架	ϕ3 400 × 110，主要壁厚 25/780
煤矿用 CDXT-2.5 t 电机车	大座	350 × 245 × 116，主要壁厚 20/25
建材用篦式冷却机	支座	870 × 285 × 281，主要壁厚 25/200
14# 发电机	磁轭	ϕ500 × 700，壁厚 195/800
汽轮机	轴承座下部	2 500 × 1 400 × 1 080，主要壁厚 50/9 000
	去湿隔板	ϕ2 880 × 265，主要壁厚 265/7 000
电力用 LAH 型接线盒	盒座	150 × 150 × 55，主要壁厚 5/4.4
石油用抽油机	曲柄	2 550 × 450 × 180，主要壁厚 110/1 250
		2 352 × 600 × 210，主要壁厚 200/2 000
		2 410 × 250 × 190，主要壁厚 120/2 500
化工用氢氮压缩机	汽缸体	ϕ400 × 920，主要壁厚 33/389



续表 4.1-8

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
4）灰铸铁 HT250		
丰收 180 拖拉机	后桥壳	618×366.5×306，主要壁厚 7/79
工农-10 手扶拖拉机	轴承座	ϕ98×40，主要壁厚 12/1
JL1065 联合收割机	滚筒皮带盘	ϕ476×65，厚壁处 20，薄壁处 8/17.5
20 000 t 货轮	排水喷射器体壳	主要壁厚 8/7
港口用 A-650 立式减速箱	沾油齿轮	ϕ421.11×50，齿厚 20～34/59.4
大中型柴油机	机体	1 174×540×675，主要壁厚 7/370
5）灰铸铁 HT300		
液压件	阀体	166×113×50，平均壁厚 10/6
风机	联轴器	ϕ170×112，主要壁厚 38/10
氧气透平压缩机	汽缸体	994×1 015×1 016，主要壁厚 30/1 800
空分制氧机	汽缸体	950×1 120×1 115，主要壁厚 30～35
C5240 大型双柱立车	立柱	6 900×2 700×1 200，主要壁厚（导轨）115，最薄壁厚 25/31 500
C51124 单柱立车	立柱	2 570×1 210×850，主要壁厚（导轨）140，最薄壁厚 20/340
620 车床	床身	2 880×358×498.65，主要壁厚 16/700
TND607231 数控车床	床身	1 903×392×430，最大壁厚 80，最小壁厚 10/540
M6110-D 拉刀磨床	工作台	2 500×320×160，主要壁厚 30，最小壁厚 10～12，导轨最厚 60/256
摇臂钻床	花键套	ϕ75×168，主要壁厚 12.5/3
Z3080 摇臂钻床	外柱	ϕ550×2 370，主要壁厚 42.5/1 750
Z3063 摇臂钻床	外柱	ϕ654×1 860，平均壁厚 35，最大热节处 ϕ100/870
ZW3225A 车式万向摇臂钻床	立柱	1 405×ϕ392，主要壁厚 20/154
铸造用 Z148E 造型机	震实活塞	ϕ430×405×250，主要壁厚 40/160
橡胶用炼胶机	机架	2 100×560×1 120，主要壁厚 60/1 480～2 000
汽轮机	汽缸下部	ϕ2 875×2 410，主要壁厚 35/15 000
石油用修井机械	猫头	ϕ260×260，主要壁厚 22.5/50
港口用 30 t 卷扬机	前滚筒	ϕ1 100×911，主要壁厚 45/1 099
6）灰铸铁 HT350		
C5112A 立车	滑枕	1 580×316×190，最大壁厚 70，最薄肋板 20/323
4 kW 直流发电机	机座	400×350×430，主要壁厚 30/35

表 4.1-9　低合金灰铸铁的选用实例

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
1）含 P 的低合金灰铸铁		
S8-12.5 制冷机	高压级汽缸套（HT200 含 P）	ϕ174×233/26～28
C336-1/1-11 转塔车床	床身（HT200 含 P）	1 600×364×365，最厚壁 100，最薄壁 15/300
Y32-315T 四柱万能液压机	活塞（HT300 含 P）	ϕ398×1 395/1 260
运输机械	曳引轮（HT200 含 P）	ϕ670×170，主要壁厚 60/170
铁路蒸汽机车	汽缸套（HT200 含 P）	ϕ700×ϕ630×1 190，壁厚 35/650
		ϕ690×1 150，主要壁厚 21/670



续表 4.1-9

产品名称	零件（铸件）	
	名　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
2）含 PCuTi 的低合金灰铸铁		
精密机床	床身	
磨床	床身	
坐标镗床	床身	
M6110-D 拉刀磨床	床身（HT250 含 P、Cu、Ti）	
3）含 P、Cr 的低合金灰铸铁		
工农-10 手扶拖拉机	汽缸套（HT150 含 P、Cr）	160×160×230，圆筒部分主要壁厚 8/7.2
汽油机	汽缸体（HT200 含 P、Cr）	主要壁厚 7～10/12
4）含 P、Cr、Mo 的低合金灰铸铁		
大中型柴油机	汽缸套（HT250 含 P、Cr、Mo）	$\phi_{外}$ 169×$\phi_{内}$ 126×326，主要壁厚 21.5/22.5
5）含 P、Cr、Mo、Cu 的低合金灰铸铁		
3L-10/8 空压机	一级活塞环	ϕ310×308/22
船用 6250 系列柴油机	活塞环	ϕ266×300/24
6）含 P、Cr、Mo、Ni 的低合金灰铸铁		
IQYR40-56/25 单缸油泵	活塞环（HT250 含 P、Cr、Mo、Ni）	ϕ440×40，壁厚 12/5
$4M8_{(3A)}$ 压缩机	高压活塞环（HT250 含 P、Cr、Mo、Ni）	ϕ240×240，壁厚 15/1.8
7）含 P、Cr、Cu 的低合金灰铸铁		
4L-20/8 压缩机	活塞环（HT200 含 P、Cr、Cu）	ϕ300×250，壁厚 16.5/22.8
8）含 P、Ni、Cr、W 的低合金灰铸铁		
V 型柴油发动机	活塞环（HT300 含 P、Ni、Cr、W）	ϕ180×176/8.3
9）含 P、W、Cr、Mo 的低合金灰铸铁		
解放牌汽车	活塞环压缩环	环宽 6.2，环高 3.9/0.065
	活塞环油环	
东风 140 汽车	活塞环压缩环	
10）含 P、W、V、Ti 的低合金灰铸铁		
解放牌汽车	活塞环压缩环	环宽 6.2，环高 3.9/0.065
	活塞环油环	
东风 140 汽车	活塞环压缩环	
11）含 P、V、Ti 的低合金灰铸铁		
M1420×750 万能外圆磨床	床身（HT200 含 P、V、Ti）	2 250×990×745，主要壁厚 15/1 200
船用 B&W 柴油机	8 L 汽缸套（HT200 含 P、V、Ti）	ϕ764×1 590，平均壁厚 74/2 980
12）含 P、V、Ti、RE 的低合金灰铸铁		
车床	床身	
	工作台	
13）含 P、B 的低合金灰铸铁		
铁路蒸汽机车	汽室套（HT200 含 P、B）	ϕ358×ϕ278×1 010，壁厚 40/290
14）含 Cr 的低合金灰铸铁		
$4M8_{(3A)}$ 压缩机	机身（HT200 含 Cr）	2 430×1 070×780，主要壁厚 25～50/3 100
空压机	一级汽缸体（HT250 含 Cr）	ϕ610×428，主要壁厚 15/320
空分制氧用膨胀机	汽缸体（HT300 含 Cr）	328×225×425，主要壁厚 15/46
造纸机	烘缸（HT200 含 Cr）	ϕ1 250×2 450，主要壁厚 22/4 200
200 t 履带式起重机	卷筒（HT250 含 Cr）	ϕ1 650×2 775，主要壁厚 80/11 500



续表 4.1-9

产品名称	零件（铸件）	
	名 称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
15）含 Cr、Cu 的低合金灰铸铁		
H12〔1〕-53/320 氮氢气压缩机	四段气缸体（HT250 含 Cr、Cu）	912×940×720，主要壁厚 50/1 700
$4M12_{(5)}$压缩机	汽缸（HT250 含 Cr、Cu）	ϕ800×684×717，缸径壁厚 38，其余 25～50/740
BE6063 牛头刨	滑枕（HT250 含 Cr、Cu）	1 500×270×198，主要壁厚 12，最厚处 50/172
卧式加工中心机床	立柱（HT350 含 Cr、Cu）	1 840×1 072×1 010，主要壁厚 53，最大壁厚 68，最小壁厚 20/2 500
造纸机	大烘缸（HT250 含 Cr、Cu）	ϕ2 500×2 400，主要壁厚 35/8 600
丰收 180 拖拉机	泵体（HT200 含 Cr、Cu）	112×100×92，最大壁厚 70/5
奥迪和捷达轿车	制动器缸体（HT250 含 Cr、Cu）	153.6×80×52/1.65
船用 82 柴油机	气阀箱（HT250 含 Cr、Cu）	515×450×640，最大壁厚 27，最小壁厚 15/250
2 500 t 货轮	下罩壳（HT250 含 Cr、Cu）	ϕ900×325
EM195 型柴油机	汽缸盖（HT250 含 Cr、Cu）	198×163×86，壁厚 5±0.8/10
16）含 Cr、Mo 的低合金灰铸铁		
橡胶用平板硫化机	塞柱	ϕ400×900，主要壁厚 80/630
200 kW 8 级节能发电机	机座（HT250 含 Cr、Mo）	1 490×830×806/1 300
汽轮机	调速器壳体（HT300 含 Cr、Mo）	ϕ530×535，主要壁厚 35/415
	第 28 级隔板上半（HT250 含 Cr、Mo）	ϕ1 680×154，主要壁厚 146/700
中型载重汽车	发动机挺杆体	ϕ26×67/0.25
17）含 Cr、Mo、Cu 的低合金灰铸铁		
3L-1018 空压机	一级缸体（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ584×472，平均壁厚 25/275
$4M8_{(3A)}$压缩机	高压汽缸（HT300 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ569×504×858，缸径壁厚 48，其余 35～65/520
X8130 仪表万能工具铣	床身（HT300 含 Cr、Mo、Cu）	885×460×440，主要壁厚 12，立导轨和顶导轨处壁厚 55～60/250
日产 200 t-造纸机	特长形烘缸（HT300 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ1 500×5 840，主要壁厚 30/13 500
橡胶用平板硫化机	涨圈（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	$\phi_{外}$ 136×$\phi_{内}$ 126×8，主要壁厚 20/10～20
玻璃机械	套（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ44×40，壁厚 5/7
玻璃用制瓶机	固定内分配器（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	
水工机械	ϕ550 接力器缸（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ1 080×1 100，主要壁厚 40/1 250
	螺杆泵缸套（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ200×240，主要壁厚 30/30
船用 82 柴油机	汽缸套（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ570×1 350
船用柴油机	涨圈（HT350 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ550×ϕ350×600，主要壁厚 30/70
	活塞裙（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ592×991，主要壁厚 50/600
船用 MB820 柴油机	机体（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	1 850×1 100×850，主要壁厚 12/4 200
船用 6250 系列柴油机	汽缸套（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	ϕ320×750，内孔 ϕ240～ϕ280/145
	机体（HT250 含 Cr、Mo、Cu）	2 370×1 470×900/2 500
18）含 Cr、Mo、Ni 的低合金灰铸铁		
532 压缩机	高压缸套（HT250 含 Cr、Mo、Ni）	ϕ110×278，壁厚 24/5.6
19）含 Cr、Ni、Mo、Cu 的低合金灰铸铁		
TY640 回转凸板印刷机	滚筒体（HT300 含 Cr、Ni、Mo、Cu）	ϕ350×1 203，主要壁厚 16/250
20）含 Ni、Cr 的低合金灰铸铁		
Ⅱ型柴油发动机	飞轮（HT200 含 Ni、Cr）	ϕ555×119/109
	弹性联轴器接盘（HT150 含 Ni、Cr）	ϕ400×49，接盘主要壁厚 49，最厚部位 70/18



续表 4.1-9

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
20）含 Ni、Cr 的低合金灰铸铁		
坦克	拨叉轴衬套	62 × 90 × 122/1.9
21）含 Ni、Cr、Cu 的低合金灰铸铁		
石油用泥浆泵	泵体	668 × 653 × 285，主要壁厚 18/150
22）含 Mo 的低合金灰铸铁		
矿山机械	大齿轮圈（HT350 含 Mo）	/3.1
TL180 轮胎式推土机	组合阀体（HT250 含 Mo）	256 × 127 × 194，主要壁厚 20/25.5
工程用 ZL50K 装载机	壳体（HT300 含 Mo）	270 × 223 × 184，主要壁厚 14/32
汽轮机	第 20 ~ 22 级隔板（HT250 含 Mo）	ϕ1 216 × 127，主要壁厚 127/1 300
23）含 V、Ti 的低合金灰铸铁		
X62W 卧式万能铣床	床身（HT250 含 V、Ti）	1 340 × 700 × 638，最大壁厚 55，最小壁厚 12/782
	升降台（HT250 含 V、Ti）	822 × 479 × 640，最大壁厚 40，最小壁厚 8/320
MC6425 高精度滚刀磨床	床身（HT250 含 V、Ti）	1 870 × 410 × 890，主要壁厚 16，最大壁厚（导轨）70/850
M1420 万能外圆磨床	阀体（HT250 含 V、Ti）	125 × 120 × 85/8.3
T612 卧式镗床	前立柱（HT200 含 V、Ti）	2 950 × 1 140 × 990，主要壁厚 18/4 000
T68 卧式镗床	床身（HT250 含 V、Ti）	3 890 × 1 510 × 500，主要壁厚 18/3 000
Y236 刨齿机	床身（HT250 含 V、Ti）	1 650 × 860 × 635，主要壁厚 20/1 048
铸造用 ZZ415 垂直分型无箱射压自动造型线	上盖板（HT200 含 V、Ti）	615 × 520 × 70，主要壁厚 65/160
2D760-LM-100 型水轮机	飞轮（HT250 含 V、Ti）	ϕ1 120 × 370，主要壁厚 70/1 330
24）含 B 的低合金灰铸铁		
铁路前进蒸汽机车	汽室套（HT200 含 B）	主要壁厚 20/125
25）含 Cu 的低合金灰铸铁		
M1420 万能外圆磨床	液压筒（HT250 含 Cu）	706 × 75 × 75，主要壁厚 10/15
THK4680 卧式加工中心机床	溜板（HT300 含 Cu）	1 007 × 994 × 335，最大壁厚 100，最小壁厚 20/600
PPN90/30S 液压折弯机	阀体（HT300 含 Cu）	260 × 160 × 160，全部壁厚 160/50
食品用 GT4B12 封罐机	机座（HT250 含 Cu）	1 235 × 901 × 704，主要壁厚 16/640
纺织用化纤机械	大箱体（HT250 含 Cu）	2 620 × 1 480 × 816，主要壁厚 25/5 300
JL1065 联合收割机	定皮带盘（HT200 含 Cu）	ϕ428 × 151，厚壁处 16，薄壁处 10/42.5
26）含 Cu、Mo 的低合金灰铸铁		
起重用 350 t 门吊	卷筒（HT300 含 Cu、Mo）	ϕ1 650 × 6 200，主要壁厚 80/20 000
6140 汽车发动机	缸体（HT250 含 Cu、Mo）	1 364 × 384 × 617，主要壁厚 7，缸体顶面厚 27/400
	缸盖（HT300 含 Cu、Mo）	620 × 312 × 145，主要壁厚 5，缸盖下底面厚 20/81
27）含 Cu、Sn 的低合金灰铸铁		
T4163 单轴坐标镗床	主轴箱体壳（HT250 含 Cu、Sn）	555 × 305 × 260，主要壁厚 27，最大壁厚 60，最小壁厚 9/135
中型载重汽车	汽缸体（H200 含 Cu、Sn）	312 × 816 × 383，大部分壁厚 5/135
28）含 Cu、Sb 的低合金灰铸铁		
C5250 立式车床	横梁体	7 880 × 1 375 × 1 100，主要壁厚导轨面 66，肋带厚 22/17 000
T6216-11020 落地镗床	立柱	3 880 × 1 440 × 1280，主要壁厚导轨面 55，肋带厚 18.45/8 500



续表 4.1-9

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
29）含 Sb 的低合金灰铸铁		
X2010C 龙门铣	工作台（HT250 含 Sb）	3 650×1 000×356，主要壁厚 25～85/4 200
X5216 圆工作台铣床	圆工作台（HT200 含 Sb）	ϕ1 600×200，壁厚 30～70/2 500
日本 K 系列数控机床	工作台（HT300 含 Sb）	1 700×400×153，壁厚 34～84/500
C41-150 空气锤	机身（HT200 含 Sb）	2 000×1 500×1 200，主要壁厚 45/2 000
Y32-315 四柱式万能液压机	工作台（HT200 含 Sb）	1 660×1 160×650，主要壁厚 50，工作台面最大壁厚 110/3 500
30）含 Sn 的低合金灰铸铁		
C41-150 空气锤	机身（HT200 含 Sn）	2 000×1 500×1 200，主要壁厚 45/2 200

2　球墨铸铁

铁液经过球化处理而不是在凝固后经过热处理，使石墨大部或全部呈球状，有时少量为团絮状的铸铁称为球墨铸铁。但是，球墨铸铁经过一定的热处理却可改变基体的形式。球墨铸铁的基体形式有：铁素体、珠光体、铁素体加珠光体、贝氏体、奥氏体加贝氏体。

我国制定了球墨铸铁标准《球墨铸铁件》（GB/T 1348—1988）。

2.1　球墨铸铁牌号

球墨铸铁牌号按单铸和附铸试块分为两类。

1）球墨铸铁按单铸试块的力学性能分为 8 种牌号：QT400-18、QT400-15、QT450-10、QT500-7、QT600-3、QT700-2、QT800-2、QT900-2。

2）球墨铸铁按附铸试块的力学性能分为 5 种牌号：QT400-18A、QT400-15A、QT500-7A、QT600-3A、QT700-2A。

在特殊情况下，经供需双方同意，允许根据铸件本体所测得硬度值规定球墨铸铁硬度牌号，可分为 8 种牌号：QT-H330、QT-H300、QT-H265、QT-H230、QT-H200、QT-H185、QT-H155、QT-H150。

2.2　球墨铸铁技术要求

2.2.1　生产方法、化学成分和热处理

球墨铸铁的生产方法、化学成分和热处理工艺，可由供方自行决定，但必须保证协议书、技术条件上所规定的球墨铸铁牌号达到国家标准 GB/T 1348—1988《球墨铸铁件》中规定的球墨铸铁牌号及相应的力学性能指标。

对于化学成分、热处理方法有特殊要求的球墨铸铁由供需双方商定。

2.2.2　力学性能

（1）单铸试块的力学性能

根据单铸试块加工成试样测定球墨铸铁的力学性能，应符合表 4.1-10 和表 4.1-11 的规定。

表 4.1-10　单铸试块的力学性能

牌　号	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	供参考	
	最　小　值			布氏硬度 HBS	主要金相组织
QT400-18	400	250	18	130～180	铁素体
QT400-15	400	250	15	130～180	铁素体
QT450-10	450	310	10	160～210	铁素体
QT500-7	500	320	7	170～230	铁素体＋珠光体
QT600-3	600	370	3	190～270	珠光体＋铁素体
QT700-2	700	420	2	225～305	珠光体
QT800-2	800	480	2	245～335	珠光体或回火组织
QT900-2	900	600	2	280～360	贝氏体或回火马氏体

表 4.1-11　单铸试块 V 形缺口试样的冲击韧度

牌　号	最小冲击韧度 a_k/J·cm^{-2}			
	室温（23±5）℃		低温（－20±2）℃	
	3 个试样平均值	个别值	3 个试样平均值	个别值
QT400-18	14	11	—	—
QT400-18L	—	—	12	9

注：字母“L”表示该牌号在低温时的冲击韧度。

（2）附铸试块的力学性能

当铸件质量等于或超过 2 000 kg，而且壁厚在 30～200 mm 范围时，一般采用附铸试块。附铸试块在铸件上的位置由供需双方商定，要以不影响铸件的使用性能、铸件外观质量以及试块致密为原则。附铸试块应在热处理后从铸件上切取，并测定力学性能，测定结果比单铸试样的力学性能更接近材质的性能，应符合表 4.1-12 和表 4.1-13 的规定。

表 4.1-12　附铸试块的力学性能

牌号	铸件壁厚 /mm	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	供参考	
		最　小　值			布氏硬度 HBS	主要相组织
QT400-18A	>30～60	390	250	18	130～180	铁素体
	>60～200	370	240	12		
QT400-15A	>30～60	390	250	15	130～180	铁素体
	>60～200	370	240	12		
QT500-7A	>30～60	450	300	7	170～240	铁素体＋珠光体
	>60～200	420	290	5		



续表 4.1-12

牌号	铸件壁厚/mm	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	供参考 布氏硬度 HBS	供参考 主要金相组织
		最小值				
QT600-3A	>30~60	600	360	3	180~270	珠光体+铁素体
	>60~200	550	340	1		
QT700-2A	>30~60	700	400	2	220~320	珠光体
	>60~200	650	380	1		

注：牌号后面的字母 A 表示该牌号在附铸试块上测定的力学性能，以区别表 4.1-10 的单铸试块测定的性能。

表 4.1-13　附铸试块 V 形缺口试样的冲击韧度

牌号	铸件壁厚/mm	最小冲击韧度 a_k/J·cm^{-2}			
		室温（23±5）℃		低温（-20±2）℃	
		3个试样平均值	个别值	3个试样平均值	个别值
QT400-18A	>30~60	14	11	—	—
	>60~200	12	9	—	—
QT400-18AL	>30~60	—	—	12	9
	>60~200	—	—	10	7

（3）性能验收依据

1）球墨铸铁的力学性能以抗拉强度和伸长率两个指标作为验收依据。

2）冲击试验只适用于表 4.1-11 和表 4.1-13 所规定的牌号，仅在需方要求做冲击试验时，冲击韧度才作为验收依据。

3）对屈服强度、硬度有要求时，经供需双方商定，可作为验收依据。

4）如果以硬度作为验收指标时，可按表 4.1-14 的规定进行。

5）如果在铸件本体上取样时，取样部位及要达到的性能指标，由供需双方规定。

2.2.3　金相组织

如果需方要求进行金相组织检验时，可按国家标准 GB/T 9441—1988《球墨铸铁金相检验》的规定进行，球化级别一般不得低于 4 级。其检验次数和取样位置由供需双方商定。

表 4.1-14　球墨铸铁铸件硬度

硬度牌号	硬度 HBS	主要金相组织	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%
			最小值		
QT-H330	280~360	贝氏体或回火马氏体	900	600	2
QT-H300	245~335	珠光体或回火组织	800	480	2
QT-H265	225~305	珠光体	700	420	2
QT-H230	190~270	珠光体+铁素体	600	370	3
QT-H200	170~230	铁素体+珠光体	500	320	7
QT-H185	160~210	铁素体	450	310	10
QT-H155	130~180	铁素体	400	250	15
QT-H150	130~180	铁素体	400	250	15

球化级别和基体组织，可用无损检测方法进行检验。如果有争议时，应用金相检验法进行裁决。

2.3　球墨铸铁适用范围

2.3.1　球墨铸铁的主要特点

球墨铸铁的制造成本虽然比灰铸铁高，但却有比灰铸铁高得多的强度和韧性，并成为可以与铸钢相比的铸件选用材料，见表 4.1-15。

表 4.1-15　球墨铸铁与灰铸铁、铸钢的力学性能对比

力学性能	灰铸铁	球墨铸铁 铁素体	球墨铸铁 珠光体	铸钢（退火）	45 钢（正火）
抗拉强度 σ_b/MPa	100~400	400~550	650~950	400~650	650~800
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	—	320~370	450~700	200~350	450~550
抗压强度 σ_y/MPa	470~1 400	1 400~1 700	1 800~2 000	—	—
挠度 f/mm	2~4.5	—	—	—	—
伸长率 δ/%	—	10~25	1.5~5	20~30	24~25
断面收缩率 ψ/%	—	15~23	—	—	≥40
冲击韧度（有缺口）a_K/J·cm^2	—	—	—	0~150	50~90
（无缺口）a_K/J·cm^2	3~11	70~150	15~40	—	—
硬度 HBS	143~269	130~180	220~300	110~170	180~200
弯曲疲劳强度 σ_{-1}/MPa	—	160~220	220~300	—	280~340
扭转疲劳强度 τ_{-1}/MPa	—	—	180~210	—	170~210
弹性模量 E	7 500~11 000	14 000~17 000	17 000~18 000	20 000~21 000	20 000~21 200

从表 4.1-15 可见：

1）球墨铸铁的抗拉强度比灰铸铁、铸钢都高，如果采用适当的热处理，可达到锻造碳钢的抗拉强度水平。同一成分的球墨铸铁只要采用不同的热处理工艺，其抗拉强度还可在很宽的范围内变化（400~1 500 MPa）。

2）在相同的抗拉强度条件下，球墨铸铁的屈服强度比钢高，即球墨铸铁的强度利用率（$\sigma_{0.2}/\sigma_b$）高，见表 4.1-16。这是球墨铸铁可作为结构材料的一个很宝贵的性能，也



是日益广泛地被选用作为机电产品重要零件的原因之一。

表 4.1-16　球墨铸铁与铸钢的强度利用率（$\sigma_{0.2}/\sigma_b$）比较

材料	铸钢（退火后）	球墨铸铁			
		铁素体	珠光体	贝氏体	奥氏体
强度利用率（$\sigma_{0.2}/\sigma_b$）	0.35～0.50	0.65～0.75	0.70～0.85	0.90	0.60

3）球墨铸铁的伸长率虽不及铸钢，但比灰铸铁好，并且可满足大多数机电产品零件在工作时的一般要求，因为大多数机电产品零件在工作时只允许有极小的塑性变形（按屈服强度 0.2 来要求，伸长率应小于 0.2%）。

4）球墨铸铁的弹性模量比灰铸铁高，这表明球墨铸铁的刚性比灰铸铁大，但稍低于铸钢。

5）球墨铸铁的冲击韧性虽不及铸钢，但远高于灰铸铁，已能满足于一般在动载荷下工作零件的要求。例如用球墨铸铁制造内燃机曲轴，当其冲击韧度 $a_k = 8 \sim 15\ J/cm^2$ 时，已能获得良好的使用性能。

6）球墨铸铁的疲劳强度比灰铸铁要高 1 倍以上，接近于 45 钢，并且由于钢对缺口敏感性比球墨铸铁大，疲劳强度降低较快，因此可用球墨铸铁代替钢制造曲轴等形状复杂的零件。

7）球墨铸铁的耐磨、耐热与耐蚀性也较好，减振性虽比灰铸铁差，但比钢要好得多，三者的振动衰减比大致为 1:1.8:4.3。

8）虽然球墨铸铁的铸造性能比灰铸铁差，易产生缺陷，但切削加工性能较好，铁素体球墨铸铁的焊接性能也较好，并且热处理能使球墨铸铁的力学性能在很大的范围内变动。在相同的金相组织情况下，经热处理的与未经热处理（铸态）的球墨铸铁在某些性能上有着显著的差别。

2.3.2　球墨铸铁的分类

球墨铸铁根据其基体和性能特点，可分为六种类型，即铁素体（高韧性）球墨铸铁、珠光体（高强度）球墨铸铁、贝氏体（耐磨）球墨铸铁、奥氏体-贝氏体（耐磨）球墨铸铁、马氏体-奥氏体（抗磨）球墨铸铁及奥氏体（耐热、耐蚀）球墨铸铁。

1）铁素体（高韧性）球墨铸铁　其性能特点是塑性和韧性较高，可适用于制造受力较大、而又能承受形变和冲击的铸件，并大量用于制造汽车底盘零件，例如汽车后桥外壳等。此外，还大量用于制造球墨铸铁管，这种铸铁管能经受比灰铸铁管高得多的管道压力，并能经受地基下沉以及地震所造成的管道变形，具有相当高的可靠性和经济性。

2）珠光体（高强度）球墨铸铁　其性能特点是强度和硬度较高，并具有一定的韧性，可适用于制造重载荷和摩擦磨损的铸件，例如制造中、小功率的内燃机曲轴，在耐磨性和减震性方面都优于锻钢曲轴。此外，还适用于制造机床或其他机器上一些经受滑动摩擦的铸件，例如立式车床的主轴和镗床的拉杆等。

3）贝氏体（耐磨）球墨铸铁　其性能特点是比珠光体球墨铸铁具有更高的强度和硬度，因而具有更高的耐磨性，可适用于制造传送大功率的动力机械零件，例如汽车后桥的伞齿轮等。

4）奥氏体-贝氏体（耐磨）球墨铸铁　其性能特点是具有高强度、高韧性和高耐磨性的综合优良性能，其力学性能可达 $\sigma_b \geqslant 1\,000$ MPa，$\delta \geqslant 10\%$，可适用于制造动力机械上传送大功率而又能承受挤压和耐磨损的零件，例如汽车后桥差速器的大伞齿轮（原系合金钢锻件，现已被合金球墨铸铁取代）。此外，还适用于制造其他合金齿轮和曲轴等。

5）马氏体-奥氏体（抗磨）球墨铸铁　其性能特点是具有较高的硬度和一定的抗磨料磨损能力，其硬度可达 38～44HRC，并具有一定的韧性，可适用于制造球磨机的磨球等。

6）奥氏体（耐热、耐蚀）球墨铸铁　其性能特点是具有良好的耐热性、耐腐蚀性和非铁磁性，有的还具有良好的低温韧性，可适用于一些特殊工况条件下工作的铸件。

2.3.3　球墨铸铁与锻钢的比较

球墨铸铁件与代用的锻钢件相比较，可简化工艺过程，缩短生产周期、减少加工余量，因而产品成本显著降低（仅为锻钢的 20%～50%）。

2.3.4　球墨铸铁的适用情况

球墨铸铁由于具有许多优良性能和经济性，因此已广泛用于机械制造、冶金、矿山、化工、石油、造船、建材等工业部门，并且已经取代和正在不断扩大所要取代的碳钢、合金钢以及白口铁、灰铸铁、可锻铸铁和非铁合金等方面的金属材料。

球墨铸铁的适用范围可参见表 4.1-17～表 4.1-19。

表 4.1-17　球墨铸铁的适用范围之一

序　号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类　别	类　型	名　称	工　作　要　求
1	通用机械	中低压泵	泵壳、叶轮等	耐压、耐磨
		中低压阀	阀体、联接套等	耐压，工作温度 -20～350℃，公称压力 1.6～4 MPa，通径小于等于 1 800 mm
		液压件	阀体、泵体等	耐油压，耐磨
		减速机	齿轮箱、手制动盘支座等	强度与小能量冲击力较好
		风机	轮毂等	中高强度，耐磨性较好
		压缩机	缸体、曲轴、连杆、缸套等	强度、耐磨性较好
		制冷机	曲轴、外阀座、联轴节等	强度与小能量冲击力较好
		空分制氧机	十字头体、阀座、曲轴、汽缸套等	强度、耐磨性以及小能量冲击力较好
2	机床	车床	主轴箱等	强度、耐磨性好
		铣床	主轴等	强度、耐磨性好
		磨床	主轴等	



续表 4.1-17

序号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类别	类型	名称	工作要求
2	机床	冲压设备	油缸、可倾支架、立柱等	强度、耐磨性以及小能量冲击力好
		锻压设备	顶出缸、连杆、飞轮等	强度、耐磨性好
		铸造设备	横梁、震击缸、左护板、限位座、转壁等	强度、耐磨性以及小能量冲击力较好
3	轻纺机械	造纸机	烘缸、真空伏辊两端轴颈、托瓦架等	强度、耐磨性好
		印刷机械	连杆、叉杆、传动臂、齿轮等	强度、耐磨性以及小能量冲击力较好
		塑料机械	连杆、推力座、十字头、曲柄、移动模板等	中等强度，塑性、切削加工性尚好
		陶瓷机械	轴盘、活塞、弯梁、齿轮等	强度和抗疲劳性较好
		玻璃机械	大支架等	强度和韧性较好
		食品机械	大齿轮、带轮、中心盘、内花键等	一定强度和一定韧性
		纺织机械	牙齿、轴、调节板、拉杆、链条勾子、重锤、锭头、伞形轮等	强度、耐磨性好
4	重型机械	冶金机械	轧辊、钢锭模、渣罐等	耐磨，抗热疲劳，高强度
		矿山机械	轮毂等	中高强度，低塑性，耐磨性较好
		煤矿机械	减速机箱体、滑行刨机壳、机壳盖、护座等	强度以及小能量冲击力较好
		起重机械	分动箱壳、导向套、活塞、缸体、缸盖、齿轮、回转体、转向器壳等	强度以及小能量冲击力较好
		运输机械	主减速器壳、制动蹄、制动盘、制动钳等	足够强度，抗疲劳性、耐磨性较好
		建材机械	球磨机端盖、衬板、颚板等	强度和耐磨性好
		水工机械	减速机箱体、壳体、活塞、滑套头、缸体、托油盘、接力器缸等	强度以及小能量冲击力较好
5	电力机械	汽轮机	四半去湿环、导流环、活塞、冷封体外壳等	足够强度
		水轮机（小型）	推力头、半联轴器、摇臂、转轮、飞轮、导叶等	足够强度
		电站锅炉	阀壳等	足够强度
		电力电器	高压开关基座、电焊机套筒、对焊机托架等	足够强度
6	石油化工机械	石油机械	摩擦离合器内圆盘、齿盘、配油头、配油盖、缠绳器等	较高的强度，较好的韧性和耐磨性
		化工机械	传动蜗轮、模具压边圈、下导环等	足够强度，耐磨性较好
7	农林机械	拖拉机	后桥壳体、前梁体、前轴支架等	足够强度
		手扶拖拉机	副变速拨叉、变速拨叉、动力输出挡拨叉、轴向上拉杆拨叉、曲轴、凸轮轴、连杆等	足够强度，耐磨性好



续表 4.1-17

序号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类别	类型	名称	工作要求
7	农林机械	收获机械	轴承上座、轴承盖、动盘、定盘、轴套、外壳体、齿轮箱、离合器外壳、变速箱外壳、支杆、调节拨叉等	足够强度和耐磨性
		农机具	机引犁柱、机引耙、轴盖、护刃器等	
		森林起重机	支撑等	足够强度和一定韧性
8	汽车	重型载重汽车	NH排气歧管中段、减振器壳体、变速箱壳体、正时齿轮室、飞轮壳、前端盖、差速器锁盖、发动机前支架、主轴盖、加速踏板、管接头、联接法兰等	加工性好，有一定韧性和强度
			发动机曲轴、连杆、凸轮轴、进排汽摇臂、喷油摇臂、风扇支架等	足够强度，耐磨性好
		中型载重汽车	后桥壳、减速器壳、差速器左右壳、钢板前后悬架等	加工性好，有一定韧性和强度
			发动机曲轴、摇臂、链杆、凸轮轴等	足够强度，耐磨性好
		轿车	组合支架、缸体支撑、安全系统结构件、后轴箱体、前轴刹车片的刹车鞍等	加工性好，有一定韧性和强度
			发动机曲轴、前轮毂、刹车壳体等	足够强度，耐磨性好
9	铁路车辆	铁路内燃机车	缸套等	耐磨，抗疲劳，高强度
		铁路电力机车	框架、后框架、汽缸体、支承体、风道接头等	足够强度
		铁路蒸汽机车	衬板等	足够强度
		铁路客货车	车钩提杆座、手制动轮、活动挡等	足够强度
10	船舶机械	船用机械	喷油泵体、泵体、前端框架、后端框架、冷却水套等	足够强度
			汽缸盖、汽涨离合器壳、刹车片、链轮等	高强度，抗疲劳，耐磨
11	内燃机	大中型柴油机	联接管、曲拐、凸轮轮、齿轮、缸套等	足够强度，抗疲劳，耐磨
		小型柴油机	曲轴、凸轮轴、凸轮、正时齿轮、平衡轴等	足够强度，抗疲劳，耐磨
12	其他	铸管	球墨铸铁管等	一是强度，良好的塑性和抗震动能力
		核燃料储运器	核燃料储运器等	足够强度和一定的韧性，抗冲击力强

表 4.1-18 球墨铸铁的适用范围之二①

适用产品	适用程度
球墨铸铁管及管件	占球墨铸铁产量的 50%
汽车球墨铸铁件	占球墨铸铁产量的 20% ~ 25%
其他产品球墨铸铁件	占球墨铸铁产量的 15% ~ 30%

① 指全世界范围而言。



表 4.1-19 球墨铸铁的适用范围之三

牌号	性能特点	适用范围
QT400—18 QT400—15	焊接性及切削加工性能好，韧性高，脆性转变温度低	用于农机具：犁铧、犁柱、收割机及割草机上的导架、差速器壳、护刃器；汽车、拖拉机的轮毂、驱动桥壳体、离合器壳体、差速器壳、拨叉等；通用机：16.2～64.85 MPa（16～64 atm）阀门的阀体、阀盖，压缩机上高低压气缸等；以及铁路垫板、电机机壳、齿轮箱、飞轮壳等
QT450—10	同上，但塑性略低而强度与小能量冲击力较高	
QT500—7	中等强度与塑性，切削加工性尚好	用于内燃机的机油泵齿轮，汽轮机中温气缸隔板，铁路机车车辆轴瓦，机器座架、传动轴、飞轮，电动机架等
QT600—3	中高强度，低塑性，耐磨较好	用于内燃机5～4 000 HP柴油机和汽油机的曲轴，部分轻型柴油机和汽油机的凸轮轴、气缸套、连杆、进排气门座等；农机具：脚踏脱粒机齿条、轻负荷齿轮、畜力犁铧；部分磨床、铣床、车床的主轴；空氧机、气压机、冷冻机、制氧机、泵的曲轴、缸体、缸套；以及球磨机齿轴、矿车轮、桥式起重机大小滚轮、小型水轮机主轴等
QT700—2 QT800—2	有较高的强度和耐磨性，塑性及韧性较低	
QT900—2	有高的强度和耐磨性，较高的弯曲疲劳强度、接触疲劳强度和一定的韧性	用于农机上的犁铧、耙片；汽车上的弧齿锥齿轮、转向节、传动轴；拖拉机上的减速齿轮；内燃机曲轴、凸轮轴等

2.4 球墨铸铁选用技术

2.4.1 注意试件本体与试块力学性能的差别

根据铸件服役时承载情况选用球墨铸铁牌号时，应注意铸件本体与试块的力学性能会有差别。尽管国家标准 GB/T 1348—1988《球墨铸铁件》中规定了附铸试块，但仍不能忽视这种差别。实践指出：

1）对于厚大断面的球墨铸铁件或小的薄壁的球墨铸铁件，这种差别会更大。

2）国家标准 GB/T 1348—1988《球墨铸铁件》只选用于砂型或导热性与砂型相当的铸型中铸造的普通和低合金球墨铸铁件，对于用离心铸造、连续铸造等特种铸造工艺制造的球墨铸铁件，其材质在力学性能上的这种差别也会更大。

3）铸件制造厂的生产工艺稳定性对铸件力学性能具有重要影响，尤其是缩松、缩孔、夹渣、气孔、石墨漂浮、反白口、石墨畸变等铸造缺陷，都会不同程度地降低铸件本体的力学性能。

2.4.2 要考虑适当的安全系数

用铸造方法成型的铸件，由于生产工序繁多，容易造成铸件力学性能有较大的波动范围，因此选用球墨铸铁牌号时，要有合适的安全系数，见表 4.1-20。对于特殊重要的铸件，其球墨铸铁牌号应通过试验选定。

表 4.1-20 球墨铸铁件材料的安全系数

静载荷	动载荷		
	脉动载荷	交变载荷	冲击载荷
5	5	10	15

2.4.3 综合考虑铸件的各种性能要求、制造工艺、生产条件及其经济性

1）对于要求具有特别良好的塑性和抗振动能力的铸件，可选用牌号为 QT400-18 的球墨铸铁。

2）对于要求具有高弹性模量的铸件，可选用淬火＋低温回火的高强度牌号球墨铸铁。

3）对于要求具有耐磨性的铸件，可选用牌号为 QT900-2、QT800-2、QT700-2、QT600-3，基体为贝氏体，或回火马氏体、托氏体、索氏体、珠光体的球墨铸铁。

4）对于要求具有一定的耐蚀性、抗氧化、抗生长的铸件，可选用牌号为 QT400-18、QT400-15 或 QT450-10 以及具有单一铁素体基体的球墨铸铁。

2.4.4 其他

选用球墨铸铁牌号时还应注意以下几点：

1）在低于－40℃～－253℃的极低温度下工作的铸件不宜选用珠光体球墨铸铁，而应选用高镍奥氏体铸铁，即含高镍合金的球墨铸铁。这是因为，在常温下伸长率较小的珠光体球墨铸铁，在低温不会随着温度的下降而逐渐发生由韧性向脆性的转变，尤其在脆性转变温度以下，伸长率会急剧下降，同时抗拉强度也下降；而对于常温下塑性和韧性良好的铁素体球墨铸铁，则在低温下抗拉强度反会提高，见表 4.1-21。

表 4.1-21 球墨铸铁的拉伸性能

温度	正火珠光体球墨铸铁		退火铁素体球墨铸铁	
	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%
20	803.6	2	470.4	24
0	759.5	2	492.9	24
-25	744.8	1	515.5	24
-50	739.9	1	539.0	19
-75	744.8	1	554.7	13
-100	769.3	0.5	564.5	9
-125	784.0	0.5	548.8	5
-150	754.6	0.5	558.6	3
-196	700.7	0.5	627.2	0.5
-269	629.2	0	605.6	0

注：球墨铸铁 Si、P 含量（质量分数）：Si＝2.1%，P＝0.09%。

2）普通球墨铸铁在磨料磨损条件下工作，虽然也有一定的应用，但与白口铸铁、低合金钢相比，普通球墨铸铁的耐磨性并不太好，只有合金球墨铸铁，即中锰球墨铸铁和合金贝氏体球墨铸铁才有良好的耐磨性。因此，铸件在磨料磨损条件下工作时，不宜选用普通球墨铸铁，而应选用合金球墨铸铁，即中锰球墨铸铁和合金贝氏体球墨铸铁。

3）在不太急冷急热条件下，球墨铸铁的热疲劳性能优于蠕墨铸铁和灰铸铁。但是，球墨铸铁比灰铸铁具有较高的弹性模量和较低的热导率，因此在急冷急热条件下，其热疲劳性反而不如灰铸铁、蠕墨铸铁。故在急冷急热条件下工作的铸件，例如浸水冷却的钢锭模、大功率柴油机的排气管等，都不宜选用球墨铸铁，而应考虑选用蠕墨铸铁或灰铸铁。

有关球墨铸铁的选用实例可参见表 4.1-22 和表 4.1-23。



表 4.1-22　球墨铸铁的选用实例之一

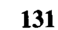
产品名称	零件（铸件）	
	名　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
1）球墨铸铁 QT400-18		
A50J41H40Q-1 中压阀	阀体	166×236×199，主要壁厚 8/15
	阀盖	
40MN 压力机	立柱	11 300×3 800×3 000/165 000
转轴压力机	立柱	4 780×3 000×1 320/51 800
水压机	横梁	/13 000
LT40 液压汽车起重机	导向套	ϕ149×179.5，主要壁厚 25.5/13.9
	定位套	
石油用修井机械	缠绳器	ϕ374×800，主要壁厚 13/212
JL1065 联合收割机	支杆	223.5×144×25.5，厚壁处 15，薄壁处 5/1.45
	连接板支台座	260×200×148，最厚 13，最薄 9/1.9
重型载重汽车	NH 排气歧管中段	346×112×184，主要壁厚 7.5/8.5
	后桥	/125
	减震器壳体	
轿车	缸体支撑	/6.9
	安全系统结构件	最大壁厚 200/1.42
	后轴箱体	/8
	摆动弹簧支架	/4
2）球墨铸铁 QT400-15		
水泵	外壳	4 050×4 200×1 170/23 500
车床	自动卡盘	ϕ3 300/13 000
25MN 压力机	立柱	5 100×4 700×2 800/96 700
压力机	机座	4 500×3 050×1 450/39 500
	模具	2 350×1 360×2 750/22 200
铸造用 Z8525A 射芯机	横梁	1 150×500×810，最大壁厚 60，最小壁厚 20/638
	油缸等	
铸造用 Z8680 热芯盒	缸体等	
铸造用 2ZZ8640 热芯盒射芯机	横梁等	
铸造用 Z1410A 气动微震造型机	龙门架等	
铸造用 S114 混砂机	曲臂等	
造纸机	叶轮	ϕ580×581/210
	拨叉、托瓦架、石辊螺帽等	
注塑机	端板	2 200×2 000×1 425/12 500
	动板	2 000×1 000×1 040/14 500
玻璃供料机	大支架	
制鞋机	旋转工作台	ϕ2 650×230/1 700
燃汽轮压缩机	进气壳体	3 230×1 610×1 850/10 700
蒸汽轮机	入口壳体	6 000×1 680×2 120/21 000
水轮机	壳体和导向装置	落差 8 000
HL110-WJ-50 型水轮机	转轮	ϕ510×225，主要壁厚 18，上冠壁厚 48，叶片壁厚 4～10/112.5
	飞轮、导叶、顶体、拨叉、抗磨环、推力头、池水锥、拐比、摇比、拉板、喷嘴、支持架、手轮架、折向器等	



续表 4.1-22

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
2）球墨铸铁 QT400-15		
化工用 2 200 t 水压机	模具压边圈	ϕ3 000×230，主要壁厚 340/5 000
化工机械	下导环	
工程用 2PC20 平板车	制动蹄	360.5×190×180，主要壁厚 14/17.5
	制动盘、制动钳、固定钳、联接钳等	
丰收 3.0 联合收割机	轴承上座	188×81×28，厚壁处 28/1.25
	外壳体	ϕ368×285/20.97
	轴承座、动盘、定盘、轴套、齿轮箱、离合器外壳、变速箱壳体轮毂等	
联合收割机	差速器壳体	400×390×295，主要壁厚 8/45
稻草机	刀架	ϕ625×120/34.3
农机具	离合器杠杆	/0.2
	牵曳轴套	/30～60
重型载重汽车	前钢板弹簧支架	80×110×20，壁厚约 6/6
	后钢板弹簧支架	
中型载重汽车	发动机后桥壳	1 631×170×440，主要壁厚 11/90
	圆盘轮	/42
	后轴箱盖	/21
轿车	前轴刹车片的刹车毂	
其他	核废料储运器	ϕ2 500×5 000/76 000
	钍高温反应堆防护盖板	/80 000
	射线防护门	/37 000，门框 35 000
	宏伟建筑大门	/1 000
3）球墨铸铁 QT450-10		
9D～150 阀	联接套	340×190×302，主要壁厚 40/55
	摇臂、止推套等	
中低压阀门	阀体	
液压件	阀体、泵体	
水泵	壳体、底座	
减速机的分动箱	手制动盘支座	280×212×87，主要壁厚 15/10
	换挡叉轴衬套等	
HB-32/320 氧氮气压缩机	五缸体	521×465×600，主要壁厚 50/370
4M8（3A）压缩机	连杆	1 005×304×113，主要壁厚 35～50/79
101 压缩机	连杆	
102 压缩机	连杆	
528 压缩机	连杆	377×122×62，主要壁厚 10～22/6.5
Z2 压缩机	连杆	
532 压缩机	连杆	
S8-12.8 制冷机	电动机联轴器	410×170×160/30
	阀盖	
活塞 12.5 系列制冷压缩机（8S、S6、4V、2L）	电机联轴器、压缩机联轴器等	





续表 4.1-22

产 品 名 称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
3）球墨铸铁 QT450-10		
空压机	十字头体	ϕ194×146×267，主要壁厚 15/25
空分制氧用膨胀机	十字头、盖体等	
氮气压缩机	十字头	ϕ148×225，主要壁厚 22/11
Q11-6.3×2000 剪板机	连杆体	682×386×80，主要壁厚 60/90
	导向杆、操纵凸轮、拨叉等	
铸造用 Q3113A 型抛丸清理滚筒	左护板	400×405×63，主要壁厚 16/25
	限位座、转臂、支承后座等	
铸造用 S114 混砂机	外括板柄等	
铸造用 S1125 混砂机	滑块、曲臂等	
造纸机	烘缸盖	ϕ1 450×790，主要壁厚 55
	真空伏辊两端轴颈、托瓦架等	
SZ200/120 注塑成型机	注塑座	（480×305×238）～（1 390×825×820），薄壁处 30，热节处厚 200/140～2 500
	液压阀体等	
印染机械	牙齿	ϕ470×260，主要壁厚 30 以上/30
	轴、调节板、拉杆等	
纺织用粗砂机	链条钩子	45×20×70，主要壁厚 10/0.1
	重锤等	
纺织用槽筒机	锭头等	
煤矿用 250 型运输机	减速机箱体	1 447×732×324，主要壁厚 25/600
煤矿用 H_{II}-26 滑行刨	机壳、机壳盖、护座等	
煤矿用 SGW-250 输送机	上下箱体、密封壳体等	
煤矿用 SGZ-764/264 输送机	罩筒、联接座、轴套、油缸等	
煤矿用Ⅷ-30 刨煤机	上下箱体、迷宫密封盖、齿盘、套筒等	
煤矿用 SGB-764/264W_1 输送机	左罩筒、右罩筒、弹簧板等	
QY16 液压起重机	分动箱壳	670×620×253，主要壁厚 10/110
	导向套、活塞、缸体、缸盖、回转体、机箱、转向器壳、齿轮、前后板簧压板、踏板传动臂、操纵杆、锁舌等	
30t 龙门式双梁起重机	角形轴承箱	380×380×109/43
	法兰角、缓冲器盖、制动机座、滑轮等	
水工用推料机	液压缸缸体	ϕ420×1 800，主要壁厚 32/500
	托油盘、取力器壳体、连接板、活塞、泵体、泵盖、衬套、行星架、回转体、制动轮、制动瓦块、转壁、滑轮、导向套等	
ZD760-LM-100 型水轮机	推力头	ϕ347×470，主要壁厚＞50/156
	半联轴器、摇臂等	
电站锅炉	阀壳	主要壁厚 25/131
石油用修井机械	摩擦离合器内圆盘	ϕ860×24/175
	齿盘、中间齿盘、配油头、配油盖等	



续表 4.1-22

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
3）球墨铸铁 QT450-10		
丰收 180 拖拉机	前轴支架	313×368×180，主要壁厚 10/30
	左右半轴套管、差速器左（右）壳等	
工农-10 手扶拖拉机	副变速拨叉	88×57×28，主要壁厚 5/0.3
	变速拨叉、动力输出挡拨叉、转向上拉杆拨叉等	
龙井 12 型手扶拖拉机	左右接盘座	主要壁厚 10/13.75
	转向臂、左右制动蹄、牵引板、架座等	
重型载重汽车	CQ261 变速箱壳体	657×545×166，主要壁厚 12/82
	正时齿轮室、飞轮壳、前端盖、差速器锁盖、发动机前支架、主轴承盖、加速踏板、管接头、联接法兰等	
中型载重汽车	后桥壳	1 628×450×172，主要壁厚 9～11/97.7
	减速器壳、差速器左右壳、钢板前后悬架等	
小红旗轿车	组合支架	216×207×181/4.8
铁路电力机车	筒形件	154×76×76，主要壁厚 10/5.5
	框架、后框架、汽缸体、支承体、风道接头等	
铁路客货车	车钩提杆座	130×106×60，主要壁厚 8/1.5
	手制动轮、活动挡等	
铁路前进蒸汽机车	衬板	572×180×16，主要壁厚 16/24
6250 系列船用柴油机	摇臂	300×85×53/1.75
4）球墨铸铁 QT500-7		
BS-12.5 单级制冷压缩机	处阀座	ϕ174×16/2.5
	内阀座	
空压机	阀座	ϕ140×30，主要壁厚 6/4
	一级进气活门卡、一级排气活门卡簧	
氧压机	一级汽缸体、二级汽缸体、三级汽缸体等	
J23-100t 开式双柱可倾压力机	可倾支架	1 130×160×130，主要壁厚 30，最厚处 65/74
	摇板、杠杆座、锁紧螺套、摆杆等	
薄板压力机	主机体	2 000×2 000×1 570/16 500
压力机	用于转盘结构的冲模	2 200×1 800×280/1 200
20 mm 剪板机	立柱	1 999×1 600×435，主要壁厚 100/2 925
	滑块、压料梁等	
Y32-315T 四柱液压机	顶出缸	ϕ352×710，臂厚 70/570
	连杆、垫片、托板、飞轮等	
AXJ60400 六色凹印机	连杆	630×78×25，主要壁厚 25/14
	叉杆、传动臂、齿轮等	



续表 4.1-22

产品名称	零件（铸件）	
	名 称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
4）球墨铸铁 QT500-7		
SZ200/120 注塑成型机	连杆	（296×160×80）～（1 170×290×165）/20～500
	推力座、十字头、曲柄等	
食品用 GT4B12 封罐机	大齿轮	ϕ444×90，主要壁厚 43/42
食品用注胶机	内花键等	
食品用波形切板机	带轮等	
食品用灌酒机	中心盘、齿轮等	
纺织用粗纱机	伞齿轮	ϕ193×50，主要壁厚 10/7.1
	牙轮等	
纺织用槽筒机	锭角头等	
钢锭模与配件	钢锭模与配件	/最重达 30 600
矿山设备	矿井圆环组件	ϕ4 800×1 500/2 300
球磨机	端盖	ϕ3 600×1 520/19 300
卷扬机	钢丝绳滚筒	/720
CPQ3 叉车	主减速器壳	ϕ370×225，主要壁厚 7/35
矿石烧结机	台车体等	
液压挖掘机	摆动立柱	/142.5
水工用掘进机	减速箱体	ϕ640×480，主要壁厚 30/350
	壳体、活塞、滑道头等	
水工用螺杆泵	从动螺杆	ϕ70×520/7.5
建筑机械	轴壳体	/75
汽轮机	四半去湿环	ϕ2 965×87，主要壁厚 15/290
	导流环、活塞、冷封体外壳等	
	第 19 级隔板	ϕ1 462×104，主要壁厚 104/1 090
	大小不同的隔板等	
SN 系列 10 kV 高压开关	基座	262×102×173，主要壁厚 7/81
电焊机	套筒等	
对焊机	托架、连杆等	
UN 系列焊机	汽缸座等	
冷冲模	模架底板等	
化工机械	传动蜗轮	ϕ790×160，主要壁厚 65/480
	齿轮等	
75 马力拖拉机	后桥壳体	1 050×442×396.5，主要壁厚 28/228
	前梁体等	
拖拉机	导向壳体	/17.8
	驱动箱体	600×360×200/48
	轴箱	/31.5
联合收割机	螺旋输送器	ϕ350×230
农机具	驱动轴上拨叉	/3～4.6
	离合器壳体	ϕ440×85/16.4
	牵引车分度盘	/14.1



续表 4.1-22

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
4）球墨铸铁 QT500-7		
森林起重机	支撑	1 100×600×750/290
船用 390 柴油机	冷却水套	1 760×580×202，最大壁厚 100/600
	喷油泵体、泵体、前端框架、后端框架等	
地下铁道	圆拱	ϕ5 800/400
5）球墨铸铁 QT600-3		
4M8$_{(3A)}$压缩机	曲轴	3 430×540×540，轴颈壁厚 70/1 400
2D 系列压缩机	氮化缸套	ϕ225×915，壁厚 25/92
8S-12.5 单级制冷压缩机	曲轴	主轴颈 ϕ100，连杆轴颈 ϕ95，全长 895/120
12.5 系列制冷压缩机（S8、6W、4V、2L 及 8S-70、4V-70）	曲轴、活动环筒子等	
3L-10/8 空压机	曲轴	817×170×150，平均直径 ϕ100/65
空压机	曲轴	ϕ120×858，主要壁厚 ϕ120/180
氧压机	曲轴、连杆体等	
空分制氧用膨胀机	曲轴、连杆体等	
氮气压缩机	汽缸套	ϕ750×1 400，主要壁厚 50/1 463
立车	卡盘	ϕ1 035×210，主要壁厚 73/1 052
	齿轮、齿圈等	
	平面隔板	6 000×1 100/42 500
卧式镗床	工作台等	9 000×1 000×1 730/32 700
5 轴 CNC 型铣床	刀具支架	850×650×500/540
龙门铣床	横梁	9 500×1 100×1 700/45 000
铣床	工作台等	
100 t 万能材料试验机	液压缸	ϕ358×822，壁厚 64/580
	活塞、螺母、上机架、支承座等	
剪床	油缸、油缸盖、斜齿轮等	
Q11Y-12×3200 大型剪床	上刀架、工作台等	
WA56-80B 双曲线滚子型材校直机	调节座、壳体、套筒等	
W62-2.5×2000 折边机	上梁	1 954×310×337，主要壁厚 20/885
冲剪机和型钢剪断机	机身、冲模座、剪滑板、底座、折边臂等	
压力机	偏心轮	ϕ2 020×1 500/4 900
铸造用 Z1410A 型转台式气动微震造型机	震击缸	ϕ680×640，主要壁厚 40/843
	活套杆、机体内套等	
铸造用 XZ325 水平分型压实造型线	导轨、震击缸套等	
铸造用 ZB427BS 水平分型脱箱射压半自动造型线	动条	2 362×164×77，主要壁厚 72/300
造纸机械	高压轴承支架	/1 100～1 620
SZ200/120 注塑成型机	移动模板	（480×400×200）～（700×1 730×715）/196～8 000
	前模板、后模板等	
陶瓷用 QM2100×2100 球磨机	轴盘	ϕ1 040×470，薄壁处 60，厚壁处为轴头 ϕ260/830



续表 4.1-22

产品名称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
5）球墨铸铁 QT600-3		
陶瓷用油压沥泥机	活塞等	
陶瓷用水碾机	弯梁、齿轮等	
通风机	轮毂	ϕ2 010×460/3 245
矿山用减速器	轮毂	ϕ1 041.5×1 560/3 500
QY5 液压汽车起重机	蜗轮	ϕ267×87，主要壁厚 45.5/20.6
	阀体、阀盖、制动轮、卷筒、压板等	
建材用大型球磨机 ACM2006	端盖	ϕ4 356×2 321，最大壁厚 300/37 000
石油用运输机	接减速机半体	ϕ250×250，主要壁厚 37.5/84
	圆盘、对轮、连接轴等	
石油用泥浆泵	十字头	430×420×312，主要壁厚 40/180
	轴承套、轴承座等	
石油用抽油机	轴承座、刹车轮等	
工农-10 手扶拖拉机	轮毂	ϕ118×162，主要壁厚 26/4.5
	曲轴	354×120×77，壁厚 ϕ30～ϕ50/7.5
	凸轮轴、连杆等	
工农-12 手扶拖拉机	轮毂压盖、后盖、转向衬套等	
农用 F190 柴油机	进气门座、排气门座、摆动臂支架等	
农用柴油机	活塞	ϕ290×400/68
农业机械	曲线齿锥齿轮	ϕ80×40/0.66～0.73
	蜗杆等	
	刹车片	$\phi_{外}$ 698
JL1065 联合收割机	调节拨叉	543×200×105/5
	链轮、长杆、轮壳等	
重型载重汽车	6140 发动机曲轴	主轴颈 ϕ125，连杆轴颈 ϕ105，曲轴总长 1 695/220
	进排气摇臂、喷油摇臂、连杆、凸轮轴、风扇支架等	
中型载重汽车	发动机曲轴	主轴颈 ϕ83，连杆轴颈 ϕ70，轴长 918/46
		200×200×900/50
	摇臂	102×45×26/0.2
	气动弹簧轴承座	470×200/20
中型轿车	前轮毂	/19.7
四缸轿车	曲轴	/16～18
轿车	刹车壳体	/3.1
船用 6250 系列柴油机	曲轴	主轴颈 ϕ170，连杆轴颈 ϕ155，轴长 3 400/770
船用泥泵主机	气涨离合器壳	ϕ865×320，主要壁厚 40/260
	刹车片、链轮等	
V 型柴油发动机	联接管	主要壁厚 5/9
	涡轮前排气左、右联接管等	



续表 4.1-22

产 品 名 称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
5）球墨铸铁 QT600-3		
大中型柴油机	曲拐	182×232×194，主要壁厚 20/18.5
	齿轮、凸轮轴等	
165F 柴油机	曲轴	208.5×100×126，主要壁厚 40/6
	凸轮、凸轮轴、正时齿轮、平衡轴等	
小型水轮机	叉子、推力头、抗磨板、泵体、轴套、拉板等	
6）球墨铸铁 QT700-2		
机床	齿轮	
大型机床	滑板	800×800×5 200/9 400
氧气透平压缩机	曲轴	ϕ530×1 590，主要壁厚 75/650
船用 390 柴油机	汽缸盖	700×640×380，最大壁厚 50，最小壁厚 12/400
135 柴油机	曲轴	
290 柴油机	曲轴	
7）球墨铸铁 QT800-2		
空分制氧的封头成型机	关节滚轮	ϕ755×860，主要壁厚 100/2 300
空分制氧机	曲轴等	
汽车	曲轴等	
船用 R6250Z 系列柴油机	曲轴	主轴颈 ϕ200，连杆轴颈 ϕ170，轴长 3 200/1 050
8）球墨铸铁 QT900-2		
中型载重汽车	发动机曲轴	主轴颈 ϕ113，轴长 1 310/121
9）球墨铸铁 QT1200-1		
汽车	螺旋伞齿轮等	
75 拖拉机	末端大小齿轮等	

表 4.1-23　球墨铸铁的选用实例之二

产 品 名 称	零件（铸件）名称	现用球墨铸铁牌号	原设计用材料牌号
小型 195 柴油机到 4 000 马力大型柴油机	曲轴	QT600-3 QT700-2 QT800-2 QT900-2	45、42CrMoA 等锻钢
汽车发动机	曲轴	QT600-3 QT700-2 QT800-2 QT900-2	35CrMo 等锻钢
汽车	螺旋伞齿轮	QT1200-1	合金锻钢
汽车	后桥壳	QT450-10	可锻铸铁 KTH350-10

3　蠕墨铸铁

铁液经过蠕化处理，大部分石墨为蠕虫状石墨的铸铁称为蠕墨铸铁。蠕墨铸铁的基体形式有铁素体、珠光体、铁素体加珠光体。

我国制订了蠕墨铸铁标准《蠕墨铸铁件》（JB/T 4403—1999）。

3.1　蠕墨铸铁牌号

蠕墨铸铁牌号按单铸试块的抗拉强度分为 5 种：RuT420、RuT380、RuT340、RuT300、RuT260。



3.2 蠕墨铸铁技术要求

3.2.1 生产方法及化学成分

蠕墨铸铁的生产方法及化学成分可由供方自行决定，但必须达到行业标准 JB/T 4403—1999《蠕墨铸铁件》中规定的蠕墨铸铁牌号及相应的力学性能和蠕化率指标（见表 4.1-24）。

表 4.1-24 蠕墨铸铁牌号及相应的力学性能和蠕化率指标

牌号	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	硬度值范围 HBS	蠕化率 VG/%	主要基体组织
	≥				≥	
RuT420	420	335	0.75	200 ~ 280	50	珠光体
RuT380	380	300	0.75	193 ~ 274		珠光体
RuT340	340	270	1.0	170 ~ 249		珠光体 + 铁素体
RuT300	300	240	1.5	140 ~ 217		铁素体 + 珠光体
RuT260	260	195	3	121 ~ 197		铁素体

3.2.2 力学性能

1）蠕墨铸铁的力学性能一般以单铸试块的抗拉强度为验收依据。其中 RuT260 牌号增加验收伸长率。当需方对其他性能有要求时，可按表 4.1-24 验收。

2）蠕墨铸铁的力学性能可经过热处理达到。

3.2.3 金相组织

1）蠕墨铸铁金相组织中石墨的蠕化率一般按表 4.1-24 的规定验收。

2）根据铸件不同用途和特点，经供需双方协商，蠕化率可符合特定要求。

3.3 蠕墨铸铁适用范围

3.3.1 蠕墨铸铁的主要特点

蠕墨铸铁是近来迅速发展的一种新型铸件材料，并具有以下主要特点：

1）蠕墨铸铁的力学性能介于灰铸铁与球墨铸铁之间抗拉强度可达 σ_b260 ~ 420 MPa、屈服强度可达 $\sigma_{0.2}$ 195 ~ 335 MPa、伸长率可达 δ0.75% ~ 3%、硬度值可达 121 ~ 280 HBS。特别是作为结构材料的强度利用率 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 比球墨铸铁、铸钢都高，可达 0.72 ~ 0.82（见表 4.1-25），这是蠕墨铸铁的主要特点之一。

表 4.1-25 蠕墨铸铁、球墨铸铁和铸钢的 $\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值

材 料	蠕墨铸铁	球墨铸铁	铸 钢
$\sigma_{0.2}/\sigma_b$ 值	0.72 ~ 0.82	0.6 ~ 0.65	0.5 ~ 0.55

2）蠕墨铸铁具有良好的致密性 用蠕墨铸铁制造无缩孔、无缩松的致密铸件比球墨铸铁和高牌号合金铸铁容易，但比普通灰铸铁难些，因而可用蠕墨铸铁代替合金灰铸铁制作耐压件，不仅显著地提高了铸件的致密性，同时也提高了工艺的出品率、减少了耐压试验中由于渗漏所造成的废品。

3）蠕墨铸铁具有良好的耐磨性 通过滚动摩擦、滑动摩擦和干摩擦的耐磨性对比试验，都证明蠕墨铸铁比灰铸铁具有较高的耐磨性。用蠕墨铸铁代替灰铸铁（HT300）制作 B2151 型和 B2152 型龙门刨床床身，测量其刨床导轨面刻痕（自 1975 年至 1982 年）的结果表明，其耐磨性提高 2 ~ 2.8 倍。

4）蠕墨铸铁具有良好的耐热疲劳性 从图 4.1-2 的比较试验结果表明，材料由灰铸铁到蠕墨铸铁到球墨铸铁，铸件的变形量增加，而龟裂和开裂现象减轻。通常，蠕墨铸铁表现出比球墨铸铁和灰铸铁更为优良的综合耐热疲劳性能，因此，特别适用于制造大功率内燃机的汽缸盖等铸件。

5）蠕墨铸铁具有良好的铸造性能 其铸造性能比球墨铸铁好，与灰铸铁接近，因此也能用蠕墨铸铁铸造出形状复杂的铸件。

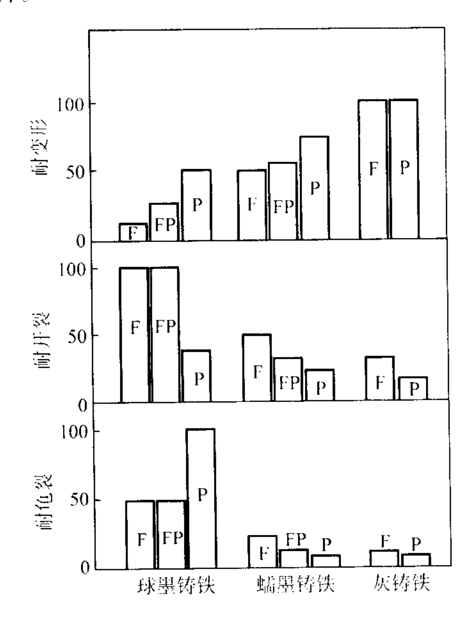


图 4.1-2 英国铸铁研究协会对各种大断面铸铁耐变形、耐开裂、耐龟裂性能的比较

基体组织：F = 铁素体
P = 珠光体
FP = 铁素体 + 珠光体

3.3.2 蠕墨铸铁的分类

蠕墨铸铁根据其基体和性能特点，可分为三种类型，即：珠光体基体蠕墨铸铁、铁素体基体蠕墨铸铁和珠光体 - 铁素体混合基体蠕墨铸铁。

1）珠光体基体蠕墨铸铁 其性能特点是强度高、硬度高，具有高的耐磨性和较高的导热性，可适用于制造要求强度或耐磨性高的铸件，例如活塞环、汽缸套、制动盘、玻璃模具、刹车鼓、钢珠研磨盘、吸淤泵体等。

2）铁素体基体蠕墨铸铁 其性能特点是强度一般、硬度较低，具有较高的塑韧性和导热率，可适用于制造承受冲击负荷及热疲劳的铸件，例如增压器废气进气壳体、汽车和拖拉机的某些底盘零件等。

3）珠光体 - 铁素体混合基体蠕墨铸铁 其性能特点是介于珠光体基体蠕墨铸铁和铁素体基体蠕墨铸铁二者之间，适用于制造带导轨面的重型机床件、大型龙门铣横梁、大型齿轮箱体、盖、座、刹车鼓、飞轮、玻璃模具、起重卷筒、烧结机滑板、排气管、变速箱体、汽缸盖、纺织机零件、液压件、钢锭模、小型烧结机篦条等。

3.3.3 蠕墨铸铁的适用情况

蠕墨铸铁是一种新型铸件材料，由于它具有介于灰铸铁与球墨铸铁之间的许多优良性能和经济性，因此也已成功用于机械制造、冶金、造船等许多工业部门，并且已经取代和正在不断扩大所要取代的灰铸铁、可锻铸铁、铸钢等方面的金属材料。

蠕墨铸铁的适用范围可参见表 4.1-26 和表 4.1-27。



表 4.1-26　蠕墨铸铁的适用范围之一

序　号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类　　别	类　　型	名　　称	工作要求
1	通用机械	中低压阀	蝶阀门等	耐压、致密
		液压件	阀体等	耐压、耐磨、致密
		减速机	齿轮箱体、盖、座等	强度
2	机床	车床	带导轨面的重型车床件等	强度、耐磨
		铣床	大型龙门铣横梁等	强度、耐磨
		磨床	万能外圆磨床阀体、高精度滚刀磨床床身等	强度、耐磨
		锻压设备	液压机活塞头等	强度、耐磨
		铸造设备	卧式冷室压铸机中停阀体等	强度、耐磨、致密
3	轻纺机械	玻璃机械	玻璃模具等	耐磨、耐热疲劳
		纺织机械	纺织机零件等	强度
4	重型机械	冶金机械	烧结机滑板、篦条、钢锭模等	耐磨、耐热疲劳
		起重机械	减速机盖、卷筒等	强度、耐磨
5	电力机械	燃汽轮机	增压器废气进气壳体等	强度、耐热疲劳
6	石油化工机械	化工机械	吸淤泵体	强度、耐磨
7	农业机械	拖拉机	某些底盘零件等	强度、韧性
8	汽车	载重汽车	排气管、变速箱体、汽缸盖、汽缸套、活塞环、刹车鼓、某些底盘零件等	强度、耐热疲劳、耐磨
9	船舶机械	船用柴油机	汽缸盖等	强度、耐热疲劳
10	铁路车辆	大功率柴油机	汽缸盖等	强度、耐热疲劳
11	内燃机	柴油机	汽缸盖等	强度、耐热疲劳

表 4.1-27　蠕墨铸铁的适用范围之二

牌　　号	性能特点和使用条件	适　用　范　围
RuT420 RuT380	珠光体基体蠕铁，具有较高的强度，良好的导热性，并具有良好的刚性和耐磨性 通常在铁液中加入微量元素或铸件经正火处理后使用，适用于要求强度或耐磨性较高的零件	活塞环、刹车鼓、机床床身导轨、柴油机缸套、钢珠研磨盘、吸淤泵体和制造玻璃模具、制糖机轧辊等
RuT340	以珠光体为主的混合基体蠕铁，其强度和硬度较高，并具有较高的耐磨性和导热性 适用于要求较高强度、刚性和耐磨性的零件，是一种应用范围正在不断扩大的蠕铁牌号	带导轨面的重型机床床身、大型铣床立柱和横梁、大型齿轮箱体和盖、座、飞轮、刹车鼓、研磨点、起重机卷筒、烧结机滑板和制造玻璃模具等
RuT300	以铁素体为主的混合基体蠕铁，其强度和硬度适中，有一定的塑韧性，导热性较高，气密性较好 适用于要求较高强度及承受热疲劳的零件，是目前国内生产最多和应用最广的蠕铁牌号	汽车、拖拉机的排气管、变速箱体、船用柴油机汽缸盖、纺织机零件、液压件、钢锭模、小型烧结机篦条等
RuT260	铁素体基体蠕铁，硬度较低，强度不高，但具有较高的塑韧性，优良的导热性。在高温阶段停留时，其基体组织很少相变或不发生相变，抗氧化性和抗变形能力较好 适用于承受冲击载荷及热疲劳的零件	增压机废气进气壳体、载货汽车和拖拉机的某些底盘零件等，可代替原来用可锻铸铁或铁素体球墨铸铁制造的零件，获得较好的技术经济效益

3.4　蠕墨铸铁选用技术

1）行业标准 JB/T 4403—1999《蠕墨铸铁件》只选用于砂型或相当于砂型冷却效果的铸型铸造的普通和低合金的蠕墨铸铁件，对于用其他铸型和铸造工艺方法铸造的蠕墨铸铁件，其材质在力学性能上会有差别，应予以注意。

2）用铸造方法成型的铸件，由于影响因素较多，会造成铸件力学性能有较大的波动范围，因此选用蠕墨铸铁牌号



时，要有较高的安全系数，见表 4.1-28。对于特殊重要的铸件，其蠕墨铸铁牌号应通过试验选定。

表 4.1-28　蠕墨铸铁的安全系数

静载荷	动　载　荷		
	脉动载荷	交变载荷	冲击载荷
5	5	10	15

3）蠕墨铸铁牌号规定的力学性能指标是指标准单铸试块的力学性能而言的，它们代表着其冷却速度相当的铸件的力学性能。虽然蠕墨铸铁的壁厚敏感性比灰铸铁小得多，也比球墨铸铁小，但仍存在一定壁厚敏感性，单铸试块不能完全代表不同厚薄断面铸件的力学性能和金相组织。因此，单铸试块与不同壁厚铸件之间的力学性能的精确定量关系应通过试验得到。值得注意的是，薄壁蠕墨铸铁件的金相组织中会因球状石墨所示比例增加，其蠕化率将比标准单铸试块的低，而抗拉强度有所提高；厚大断面蠕墨铸铁件的蠕化率会比标准单铸试块提高，而抗拉强度有所降低。

4）选用蠕墨铸铁牌号时，尚需注意到蠕化衰退性。从蠕化处理完到浇注完，一般在十几分钟内蠕化衰退的可能性很小，但如浇注厚大铸件，当Ⅱ型单铸试块具有较高蠕化率时，由于浇注和浇注凝固时间长，铸件本体有衰减成灰铸铁的可能性。为此，生产厚大蠕墨铸铁件时应采用附铸试块，或在浇注单铸试块的同时设置附铸金相试块加以检查，以确定蠕墨铸铁牌号的选用。

5）选用蠕墨铸铁牌号时，应综合考虑其技术和经济的各个方面，更应有效地利用蠕墨铸铁的多种特性，获得适应不同用途的优质铸件。例如：

① 对于要求具有较高强度、硬度和耐磨性的铸件，可选用牌号为 RuT420 和 RuT380 的蠕墨铸铁。

② 对于要求具有较高强度、刚度和耐磨性的铸件，可选用牌号为 RuT340 的蠕墨铸铁。

③ 对于要求具有适中强度和硬度，并承受热疲劳的铸件，可选用牌号为 RuT300 的蠕墨铸铁。

④ 对于要求具有较高塑韧性和热导率的铸件，可选用牌号为 RuT260 的蠕墨铸铁。

有关蠕墨铸铁的选用实例可参见表 4.1-29 ~ 表 4.1-34。

表 4.1-29　蠕墨铸铁的选用实例之一

产 品 名 称	零件（铸件）	
	名　　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
1）蠕墨铸铁 RuT260		
M1420 万能外圆磨床	阀体	125 × 120 × 85/8.3
	操纵箱、油缸、液压筒等	
M1080 磨床	油缸、操纵箱等	
BY60100 液压牛头刨床	操纵箱、阀体等	
锻压用 Y32-315 液压机	活塞头	$\phi_{外}$ 400 × $\phi_{内}$ 305 × 113/45
	导向套等	
铸造用金属型浇注机	金属型等	
拖拉机	某些底盘零件等	
汽车	某些底盘零件等	
2）蠕墨铸铁 RuT300		
GUS280B 齿轮箱	上箱体	835 × 750 × 345，主要壁厚 9/280
	下箱体、套等	
液压件	集成块	壁厚 92/12
		壁厚 280/136
J1113A 型 125T 卧式冷室压铸机	中停阀体	145 × 140 × 177
	液压阀体、气阀体等	
起重机械	减速机盖	2 465 × 740 × 740，主要壁厚 20/800
冶金用 50.8 cm 带帽钢锭模		/3 400
冶金用 28 cm 开口钢锭模		/890
EQ140 汽车发动机	排气管	总长 676.5，主要管壁 5，局部最大壁厚 22
12V240 柴油机	缸盖	897 × 249 × 110，主要壁厚 5.5，最大壁厚 40/80
船用 B6250 系列柴油机	汽缸盖	370 × 330 × 200/66
3）蠕墨铸铁 RuT340		
DN600 蝶阀	蝶门	ϕ600 × 135，主要壁厚 75/140
DN800 蝶阀	蝶门等	
DN1400 蝶阀	蝶门等	
液压件	阀体等	



续表 4.1-29

产品名称	零件（铸件）	
	名称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
4）蠕墨铸铁 RuT380		
涡轮压缩机	壳体等	
柴油机	零件	
5）蠕墨铸铁 RuT420		
MG6425A 高精度滚刀磨床	床身	1 870×490×881，主要壁厚 15/950

表 4.1-30　蠕墨铸铁的选用实例之二

产品名称	零件（铸件）名称	现用蠕墨铸铁牌号	原设计用材料牌号
GUS280B 齿轮箱	上箱体	RuT300	灰铸铁 HT300
	下箱体	RuT300	灰铸铁 HT300
起重机	减速机盖	RuT300	灰铸铁 HT300
12V240 型柴油机	缸盖	RuT300	灰铸铁 HT250（含 Cr、Mo）
液压件	集成块	RuT300	灰铸铁 HT300
EQ140 汽车发动机	排气管	RuT300	灰铸铁 HT150

表 4.1-31　蠕墨铸铁的选用实例之三

铸件名称	6110 柴油机（104 kW）缸盖								
毛坯质量	80 kg	尺寸	897 mm×249 mm×110 mm，主要壁厚 5.5 mm，最大壁厚 40 mm						
技术要求	该铸件结构复杂，系六缸一盖连体铸件，工作时承受较高机械热应力，要求材质具有良好力学性能、抗热疲劳性能、铸造性能和气密性								
原设计材质存在的问题	原设计材质为 HT250（CuMo 合金铸铁），主要问题：1）缸盖上喷油嘴座旁的气道壁因热疲劳最易开裂，该部位加工后壁厚仅 3～4 mm，工作温度 250～370℃；2）缸盖渗漏严重，在导杆孔、螺栓孔等热节处（均为非铸出孔）易产生缩松（孔）缺陷，经加工钻孔后铸壁有微孔穿透造成渗漏；3）因铸件热节多达 50 处，尺寸精度高，内腔结构复杂，难以采用冒口补缩和内外冷铁工艺								
改用蠕墨铸铁后的技术经济效果	1）由于蠕墨铸铁的抗拉强度、抗蠕变能力和塑性均明显优于原材质，故采用蠕墨铸铁缸盖，开裂倾向大为降低，使用寿命显著提高 2）缸盖渗漏率下降 15%，当蠕化率大于 50%时，其体收缩率小于 HT250 低合金铸铁，其气密性又与球墨铸铁相近 3）低合金灰铸铁的抗热疲劳性能、气密性和铸造性能、加工性等对碳当量和合金元素的敏感性大，尤其对薄壁复杂件更为突出，而蠕墨铸铁的上述性能对碳当量敏感性小，加之采用稀土蠕化剂又有较宽的蠕化范围，冲天炉生产条件下缸盖质量也易于控制 4）节省贵重合金元素，定额成本下降 21%								

蠕化处理工艺	熔化炉	原铁液化学成分（质量分数）/%					处理温度/℃	蠕化剂加入量/%	蠕化处理方法	孕育
		C	Si	Mn	P	S				
	5 t/h 酸性冲天炉	3.6～3.9	1.5～1.8	0.5～0.8	<0.1	0.06～0.09	1 420～1 460	稀土硅铁合金（RE30）为 1.4～1.6	出铁槽随流加入，每包处理 0.8～1 t	出铁槽随流加入 0.8%～1.6%的 FeSi75，液面加 0.3%的 FeSi75 浮硅孕育
	10 t/h 酸性冲天炉，10 t 保温电炉	3.6～3.9	1.5～1.8	0.5～0.8	<0.1	0.06～0.09	1 420～1 440	稀土硅化物（RE30）为 1.2～1.4 和 6 号合金 0.3	引爆法	0.6%～0.8%的 FeSi75，覆盖于包底的蠕化剂上

铸造工艺	中间分型，湿砂静压造型，热芯组合装配工艺，铸件收缩率 0.8%，半封闭式浇注系统，直浇道下设有集渣包，起撇渣和缓冲液流作用	
蠕墨铸铁牌号	要求金相组织	
	蠕化率	基体
RuT300	≥50%	铁素体＋珠光体

表 4.1-32 蠕墨铸铁的选用实例之四

铸件名称	液压件集成块
毛坯重量	最小 12 kg（壁厚 92 mm），最大 136 kg（壁厚 280 mm）
技术要求	要求铸件致密，耐高压（7 ~ 32 MPa），耐磨，表面粗糙度低，加工性能好
原设计材质存在的问题	1）由于 HT300 高牌号灰铸铁碳硅含量低，所以铸造性能差，铸件易产生缩裂或晶间缩松而报废，废品率高达 60% 2）工艺出品率低，只有 55% 左右，压边浇冒口的重量是铸件重量的 80% 以上
改用蠕墨铸铁后的技术经济效果	1）废品率大幅度下降，总废品率约 16.9%（其中夹砂、夹杂物、气孔占 9%） 2）工艺出品率提高到 75%，压边浇冒口重量比原来的减轻 2/5 3）经济效益明显，扣除蠕墨铸铁生产成本比 HT300 灰铸铁增加约 8% 外，仅废品率下降、工艺出品率提高两项，使蠕墨铸铁件成本降低 1/3 以上

蠕墨铸铁液压件的简要工艺

熔 化 炉	原铁液成分	处理温度/℃	蠕化剂加入量	蠕化处理方法	孕 育	铸造工艺
无前炉，1 t/h 热风三排小风口冲天炉	高 C、低 Si、低 P、S，Mn 视基体要求确定	1 380 ~ 1 410	稀土硅铁合金约 2.4%	随流冲入法	因铸件壁厚而不进行孕育	同 HT300 工艺，采用压边浇冒口

蠕墨铸铁液压件的组织与性能

金相组织		力学性能			耐压性能	耐磨性能
蠕化率	基体	抗拉强度/MPa	断后伸长率/%	硬度 HBS		
> 80%	铁素体的体积分数 50% ~ 60%，适当加入微量 Sn 或 Sb 可增加铸态珠光体量（体积分数大于 70%）	360 ~ 480	1.3 ~ 2.4	200	爆破压力，蠕墨铸铁为 198 ~ 262.4 MPa，比 HT300 高 60%。渗漏压力：两者均接近爆破压力，小于爆破压力 10 MPa 时均未发现渗漏	在 M-200 磨损试验机上与环形 40Cr 钢对磨 40 min，加载 1 500 N，转速 200 r/min，磨痕宽度比 HT300 减少 29%

表 4.1-33 蠕墨铸铁的选用实例之五

铸件名称	EQ140 汽车发动机排气管		
毛坯重量	14.2 kg	尺寸	总长 676.5 mm，主要管壁 5 mm，局部最大壁厚 22 mm
技术要求	该零件服役温度差别大（室温 ~ 1 000℃），承受较大的热循环载荷，要求材质具有良好的抗热疲劳性能		
原设计材质存在的问题	原设计材质 HT150，主要问题是寿命短，汽车行驶不到 10 000 km，管壁开裂严重；若改用球墨铸铁排气管，虽不发生开裂，但变形严重，通道口错开漏气		
改用蠕墨铸铁后的技术经济效果	1）提高寿命 3 ~ 5 倍以上，从根本上解决了排气管开裂问题 2）取消了加强肋，铸件自重减轻了 10%		

蠕墨铸铁排气管的简要工艺

熔化炉	原铁液化学成分（质量分数）/%					处理温度/℃	蠕化剂加入量/%	蠕化处理方法	孕 育	铸造工艺
	C	Si	Mn	P	S					
10 t 无芯工频电炉	3.6 ~ 3.9	1.7 ~ 2.0	≤0.5	< 0.1	≤0.04	1 520 ± 20	低稀土镁钛（2RETiMg3 ~ 5），加 1.1 ~ 1.4	包底凹坑冲入法，每次处理（500 ± 50）kg	FeSi75 孕育随流冲入	基本同 HT150 工艺

注：排气管用蠕墨铸铁要求，牌号为 RuT300，蠕化率：≥50%，基体为铁素体 > 50%。

表 4.1-34 蠕墨铸铁的选用实例之六

铸件名称	钢 锭 模							
材 质	化学成分（质量分数）/%							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	Al
蠕墨铸铁	3.5 ~ 3.8	2.5 ~ 2.8	0.5 ~ 0.8	≤0.06	≤0.03	0.015 ~ 0.040	0.008 ~ 0.018	0.02 ~ 0.04
处理前原铁液	3.6 ~ 3.8	1.5 ~ 1.8	0.5 ~ 0.8	≤0.06	0.07 ~ 0.09	—	—	—



续表 4.1-34

铸件名称	钢锭模							
材质	化学成分（质量分数）/%							
	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE	AL

蠕墨铸铁钢锭模降低模耗情况

车间	钢锭模类型	吨钢消耗量/kg	吨钢消耗降低/kg	备注
平炉	50.8 cm 空冷锭模	8.06	11.9	包括55%～80%蠕虫状石墨的铸铁锭模
转炉	28 cm 雨淋开口模	11.32	3.62	

4 可锻铸铁

白口铸铁通过石墨化或氧化脱碳退火处理，改变其金相组织或成分而获得的具有较高韧性的铸铁称为可锻铸铁。

可锻铸铁根据化学成分、热处理工艺以及由此导致的性能和金相组织的不同分为两类：一类是黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁，另一类是白心可锻铸铁。

黑心可锻铸铁的金相组织主要是铁素体基体＋团絮状石墨。

珠光体可锻铸铁的金相组织主要是珠光体基体＋团絮状石墨。

白心可锻铸铁的金相组织取决于断面尺寸。小断面尺寸：铁素体（＋珠光体＋退火碳）；大断面尺寸：表面区域为铁素体，中间区域为珠光体＋铁素体＋退火碳，心部区域为珠光体（＋铁素体）＋退火碳。注：括号内表示少量的，有时也可能不存在的组织。

我国制订了可锻铸铁标准《可锻铸铁件》（GB/T 9440—1988)。

4.1 可锻铸铁牌号

黑心可锻铸铁按单铸试样的力学性能分为4种牌号：KTH300-06、KTH330-08、KTH350-10、KTH370-12。

珠光体可锻铸铁按单铸试样的力学性能分为4种牌号：KTZ450-06、KTZ550-04、KTZ650-02、KTZ700-02。

白心可锻铸铁按单铸试样的力学性能分为4种牌号：KTB350-04、KTB380-12、KTB400-05、KTB450-07。

4.2 可锻铸铁技术要求

4.2.1 生产方法及化学成分

1）可锻铸铁的生产方法可由供方选定，但应保证达到订货协议的要求，或必须达到国家标准 GB/T 9440—1988《可锻铸铁件》中规定的可锻铸铁牌号及相应的力学性能指标（见表 4.1-35 和表 4.1-36)。

表 4.1-35 黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的牌号及力学性能

牌号 A	牌号 B	试样直径 d/mm	抗拉强度 σ_b /MPa ≥	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa ≥	伸长率 ($L_0=3d$) δ/% ≥	硬度 HBS
KTH300-06	—	12 或 15	300	—	6	≤150
	KTH330-08		330	—	8	
KTH350-10	—		350	200	10	
	KTH370-12		370	—	12	
KTZ450-06	—		450	270	6	150～200
KTZ550-04	—		550	340	4	180～230
KTZ650-02	—		650	430	2	210～260
KTZ700-02	—		700	530	2	240～290

注：1. 试样直径12 mm只适用于铸件主要壁厚小于10 mm的铸件。
2. 牌号 KTH300-06 适用于气密性零件。
3. 牌号B系列为过渡牌号。

表 4.1-36 白心可锻铸铁的牌号及力学性能

牌号	试样直径 d/mm	抗拉强度 σ_b /MPa ≥	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa ≥	伸长率 ($L_0=3d$) δ/% ≥	硬度 HBS ≤
KTB350-04	9	340	—	5	230
	12	350	—	4	
	15	360	—	3	
KTB380-12	9	320	170	15	200
	12	380	200	12	
	15	400	210	8	
KTB400-05	9	360	200	8	220
	12	400	220	5	
	15	420	230	4	
KTB450-07	9	400	230	10	220
	12	450	260	7	
	15	480	280	4	

注：白心可锻铸铁试样直径，应尽可能与铸件的主要壁厚相近。

2）可锻铸铁的化学成分由供方选定。化学成分不作为验收的依据。若需方对化学成分有要求时，则由供需双方在订货协议中规定。

4.2.2 力学性能

1）可锻铸铁的力学性能以试样的抗拉强度和伸长率作为验收依据。试样的力学性能应符合表 4.1-35 和表 4.1-36 的规定。

2）当需方对屈服强度和硬度有要求时，经供需双方协议应符合表 4.1-35 和表 4.1-36 的规定。

3）当需方他性能（例如抗压、弯曲、扭转、冲击、弹性模数等）有要求时，则应在订货时达成协议。

4）当需方还有特殊要求时（例如耐磨、耐压、耐腐蚀、电学性能、抗滑移、表面热镀锌、金相组织等）应在订货协议中商定。

4.3 可锻铸铁适用范围

4.3.1 可锻铸铁的主要特点

可锻铸铁并不"可锻"，但仍具有以下主要特点：

1）可锻铸铁在拉伸时的应力应变曲线与钢类似，遵循虎克定律。弹性模量随抗拉强度的提高而提高。

2）可锻铸铁的屈服强度与抗拉强度比值比碳钢高62%～80%。通常，黑心可锻铸铁偏于下限，珠光体可锻铸铁偏于上限，白心可锻铸铁居中。

3）可锻铸铁的减振性低于灰铸铁，但优于球墨铸铁及铸钢。

4）可锻铸铁在大气、水和盐水中的耐蚀性优于碳钢，且黑心可锻铸铁的耐蚀性比珠光体可锻铸铁好。

5）黑心可锻铸铁比灰铸铁强度高，塑性和韧性更高，并能承受冲击振动和扭转载荷，且承受一定的弯曲而不破坏，打弯角度可在120°以上。

6）珠光体可锻铸铁的塑性和韧性虽比黑心可锻铸铁差



一些，但其强度高，耐磨性优于普通碳钢，耐低温性超过球墨铸铁。

7）黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁的耐热性均优于灰铸铁和碳钢。但黑心可锻铸铁的耐热性比珠光体可锻铸铁更好些。

8）黑心可锻铸铁和珠光体可锻铸铁一般不宜焊接。但白心可锻铸铁由于表面深度脱碳为低碳钢组织，因而具有良好的焊接性能。

9）可锻铸铁的铸造性能比灰铸铁差，但比铸钢好，且生产过程比球墨铸铁较易控制。

4.3.2 可锻铸铁的分类

可锻铸铁根据其基体和性能特点，可分为三种类型，即：黑心可锻铸铁、珠光体可锻铸铁和白心可锻铸铁。

1）黑心可锻铸铁 其性能特点是冲击韧性高，强度适度，可适用于制造承受冲击、振动及扭转载荷下工作的零件，例如农机零件、纺织机械零件、汽车零件、机床零件、运输机械零件、升降机械零件以及管道配件等。

2）珠光体可锻铸铁 其性能特点是韧性稍低，但强度大，耐磨性好，且切削加工性良好，可适用于代替低碳、中碳、低合金钢及非铁合金制造要求较高强度和耐磨性的重要零件，例如曲轴、连杆、齿轮、摇臂、凸轮轴、活塞环以及农具、军工用零件等。

3）白心可锻铸铁 其性能特点是焊接性能好，可适用于制造需要焊接的零件，例如水暖管件等。

4.3.3 可锻铸铁的适用情况

虽然可锻铸铁并不“可锻”，但是由于它具有一定的强度以及强度和韧性二者兼顾的特性和经济性，因此早已成为机械制造、电力、建筑等许多工业部门的中小型薄壁件的选用材料。

可锻铸铁的适用范围可参见表4.1-37～表4.1-40。

表4.1-37 可锻铸铁的适用范围之一

序号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类 别	类 型	名 称	工作要求
1	通用机械	中低压阀	阀门等	有一定强度、气密性较好
		制冷机械	连杆、传动块等	有一定强度，耐疲劳性
2	机床	车床	勾型扳手、螺丝扳手等	有一定强度
3	轻纺机械	玻璃机械	玻璃模具等	耐热疲劳性
		纺织机械	粗纺机和印花机上的盘头、龙肋、平衡锤、格式链环等	有一定韧性和强度
			拉幅机轧头等	有一定韧性和强度
4	重型机械	矿山机械	矿车轮等	耐磨性好
		起重机械	钢丝绳轧头等	有一定强度和韧性
		运输机械	传动链条等	有一定强度和耐磨
		建筑机械	脚手架零件、锁栓配件等	有一定强度和韧性
		桥梁机械	桥梁零件等	有一定韧性和强度
5	电力机械	输电线路	瓷瓶铁帽、线夹的本体及压板、楔子、碗头挂板等	有一定强度和韧性
6	农业机械	拖拉机	前后轮毂、差速器壳、转向节壳等	抗振性好，有较高的韧性和强度
			曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、摇臂、活塞环等	强度和硬度高，耐磨性等
		农机具	犁刀、犁柱、耙片、车轮壳等	有一定韧性和耐磨性
7	汽车	载重汽车	前后轮壳、差速器壳、转向节壳、制动器、弹簧钢板支座与支架等	有效高韧性和强度，抗振性好
			曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、摇臂、活塞环、轴套、万向节头等	强度和硬度高，耐磨性好
8	船舶机械	船用机械	电机壳、冷暖器接头等	有较高的韧性和强度，抗振性好
9	铁路	铁路器材	铁道用扣板与零件等	有较高的韧性和强度，抗振性好
10	其他	五金工具	台虎钳丝母、扳手、棘轮等	强度和硬度高，耐磨性好
		管道及配件	弯头、三通、管件及管道配件等	有一定韧性和强度，气密性好
		装饰品	窗铁件等	有一定韧性和强度



表 4.1-38 可锻铸铁的适用范围之二①

适用产品	适用程度
可锻铸铁管路连接件	占可锻铸铁产量的 60%
可锻铸铁其他产品件	占可锻铸铁产量的 40%

① 指我国可锻铸铁而言。

表 4.1-39 可锻铸铁的适用范围之三①

可锻铸铁类型	适用程度
黑心可锻铸铁	主要
珠光体可锻铸铁	不多
白心可锻铸铁	尚无工业规模化生产

① 指我国可锻铸铁而言。

表 4.1-40 可锻铸铁的适用范围之四

类型	牌号	性能特点和使用条件	适用范围
黑心可锻铸铁（铁素体可锻铸铁）	KTH300-06	有一定韧性和强度，气密性较好 适用于承受较低静载荷，要求气密性较好的零件	管道配件、弯头、三通、管件、中低压阀门等
	KTH330-08	有一定韧性和强度。自室温至 370℃其抗拉强度和屈服强度无明显变化，在低温下强度随温度的降低而增加。切削加工性良好，车削加工优于易切削钢 适用于承受中等动载荷和静载荷下工作的零件	机床：勾型扳手、螺丝扳手 农机：犁刀、犁柱、车轮壳 建筑：窗铁件、销栓配件、脚手架零件、桥梁零件 纺织机械：粗纺机和印花机上的盘头、龙筋、平衡锤、格式链环、拉幅机轧头 输电线路：线夹的本体及压板、楔子、碗头挂板 其他：铁道用扣板、钢丝绳轧头
	KTH350-10 KTH370-12	有较高的韧性和强度，抗振性好。其热疲劳极限与抗拉强度之比（耐久比）σ_{-1}/σ_b 约为 0.50，较碳钢和球墨铸铁为高。切削加工性良好。一般不宜焊接 适用于承受较高冲击、振动及扭转载荷下工作的零件	汽车、拖拉机：前后轮壳、差速器壳、转向节壳、制动器、弹簧钢板支座与支架 农机：犁刀、犁柱 其他：铁道用扣板与零件、船用电机壳、冷暖器接头、瓷瓶铁帽
珠光体可锻铸铁	KTZ450-06 KTZ550-04 KTZ650-02 KTZ700-02	韧性低，但强度和硬度高，耐磨性好。可根据不同需要采用表面处理方法进一步提高硬度和耐磨性。其切削加工性良好。一般不宜焊接 可用来代替低碳、中碳、低合金钢及有色合金制作承受较高载荷、耐磨损并要求有一定韧性的重要工作零件	曲轴、凸轮轴、连杆、齿轮、摇臂、活塞环、轴套、闸、万向接头、棘轮、扳手、传动链条，以及矿车轮、农用犁刀、耙片等
白心可锻铸铁	KTB350-04 KTB380-12 KTB400-05 KTB450-07	其特点是：①薄壁铸件仍有较好的韧性；②有优良的焊接性，可与钢钎焊；③切削加工性好 这类可锻铸铁的工艺复杂，生产周期长，且强度及耐磨性较差	用于制作厚度在 15 mm 以下的薄壁铸件和焊接用不需要进行热处理的铸件 除制作薄壁铸件外，在机械工业中很少应用

4.4 可锻铸铁选用技术

1）国家标准 GB/T 9440—1988《可锻铸铁件》只选用于砂型或导热性与之相仿的铸型铸造的可锻铸铁件，对于用其他铸型铸造的可锻铸铁件，其材质在力学性能上会有差别，应予以注意。

2）用铸造方法成型的铸件，由于不稳定因素较多，会造成铸件力学性能有某些差别，因此选用可锻铸铁牌号时，要有较高的安全系数，见表 4.1-41。对于特殊重要的铸件，其可锻铸铁牌号应通过试验选定。

表 4.1-41 可锻铸铁的安全系数

静载荷	动载荷		
	脉动载荷	交变载荷	冲击载荷
5	5	10	15

3）选用可锻铸铁牌号时，应从技术和经济等诸多方面进行综合考虑，并从可锻铸铁具有强度和韧性两者兼有的特性进行思考，从而获得适应不同用途的优质铸件。

① 对于要求具有气密性的铸件，可选用牌号为 KTH300-06 的黑心可锻铸铁。

② 对于要求具有高的冲击韧性和适度强度的铸件，可选用牌号为 KTH300-06、KTH330-08、KTH350-10、KTH370-12 的黑心可锻铸铁和牌号为 KTZ450-06、KTZ550-04 的珠光体可锻铸铁。

③ 对于要求具有强度大、耐磨性好、韧性可较低的铸件，可选用牌号为 KTZ650-02、KTZ700-02 的珠光体可锻铸铁。

④ 对于要求需有可焊接性的铸件，可选用牌号为 KTB350-04、KTB380-12、KTB400-05、KTB450-07 的白心可锻铸铁。

⑤ 对于要求强度有特殊要求和焊接后不需进行热处理的铸件，可选用牌号为 KTB380-12 的白心可锻铸铁。

有关可锻铸铁的选用实例可参见表 4.1-42。



表 4.1-42　可锻铸铁的选用实例

<table>
<tr><th rowspan="2">产 品 名 称</th><th colspan="2">零件（铸件）</th></tr>
<tr><th>名　　称</th><th>（尺寸/mm）/（质量/kg）</th></tr>
<tr><td colspan="3">1）黑心可锻铸铁 KTH300-08</td></tr>
<tr><td>管路器材</td><td>管路连接件（弯头、三通、管件等）</td><td><table>
<tr><td>规格/in</td><td>1/8</td><td>1/4</td><td>3/8</td><td>1/2</td><td>3/4</td></tr>
<tr><td>公称通径/mm</td><td>6</td><td>8</td><td>10</td><td>15</td><td>20</td></tr>
<tr><td>规格/in</td><td>1</td><td>1¼</td><td>1½</td><td>2</td><td>2½</td></tr>
<tr><td>公称通径/mm</td><td>25</td><td>32</td><td>40</td><td>50</td><td>65</td></tr>
<tr><td>规格/in</td><td>3</td><td>4</td><td>5</td><td>6</td><td></td></tr>
<tr><td>公称通径/mm</td><td>80</td><td>100</td><td>125</td><td>150</td><td></td></tr>
</table>平均壁厚≤10</td></tr>
<tr><td>中低压阀</td><td>阀门</td><td></td></tr>
<tr><td colspan="3">2）黑心可锻铸铁 KTH330-08</td></tr>
<tr><td>台虎钳</td><td>丝母</td><td>97 × 40 × 67</td></tr>
<tr><td>泰山 12 型小型拖拉机</td><td>拨叉牵引板、牵引卡、前桥支架等</td><td></td></tr>
<tr><td>农机具</td><td>犁刀、犁柱、车轮壳等</td><td></td></tr>
<tr><td>车床</td><td>勾型扳手、螺丝扳手等</td><td></td></tr>
<tr><td>粗纺机和印花机</td><td>盘头、龙肋、平衡锤、格式链环等</td><td></td></tr>
<tr><td>纺织用拉幅机</td><td>轧头等</td><td></td></tr>
<tr><td>输电线路器材</td><td>线夹的本体及压板、楔子、碗头挂板等</td><td></td></tr>
<tr><td>铁路</td><td>铁道用扣板与零件等</td><td></td></tr>
<tr><td>卷扬机</td><td>钢丝绳轧头</td><td></td></tr>
<tr><td>建筑器材</td><td>窗铁件、销栓配件、脚手架零件等</td><td></td></tr>
<tr><td colspan="3">3）黑心可锻铸铁 KTH350-10</td></tr>
<tr><td rowspan="2">8S-12.5 单级制冷压缩机</td><td>连杆</td><td>410 × 135/5.5</td></tr>
<tr><td>传动块、液压缸、油活塞、压力表阀体等</td><td></td></tr>
<tr><td rowspan="3">输电线路器材</td><td rowspan="2">瓷瓶铁帽</td><td>主要壁厚 4/1</td></tr>
<tr><td>主要壁厚 3.5 ~ 15/0.7 ~ 3</td></tr>
<tr><td>线夹体、卡子等</td><td></td></tr>
<tr><td>中型载重汽车</td><td>固定端支架</td><td>170 × 160 × 10，主要壁厚 10，最大壁厚 53/6.2</td></tr>
<tr><td>汽车</td><td>底盘零件等</td><td></td></tr>
<tr><td>拖拉机</td><td>前后轮壳、差速器壳等</td><td></td></tr>
<tr><td colspan="3">4）黑心可锻铸铁 KTH370-12</td></tr>
<tr><td>汽车</td><td>弹簧钢板支座与支架等</td><td></td></tr>
<tr><td>农机具</td><td>犁刀、犁柱等</td><td></td></tr>
<tr><td>铁路</td><td>铁道用扣板与零件等</td><td></td></tr>
<tr><td colspan="3">5）珠光体可锻铸铁 KTZ450-06</td></tr>
<tr><td>手扶拖拉机</td><td>轴承座等</td><td></td></tr>
<tr><td>台车</td><td>车轮等</td><td></td></tr>
<tr><td colspan="3">6）珠光体可锻铸铁 KTZ550-04</td></tr>
<tr><td>输电线路器材</td><td>高吨位铁帽</td><td></td></tr>
</table>



续表 4.1-42

产品名称	零件（铸件）	
	名　称	（尺寸/mm）/（质量/kg）
6）珠光体可锻铸铁 KTZ550-04		
手扶拖拉机	插销等	
拖拉机	履带板等	
农机具	犁刀、耙片等	
7）珠光体可锻铸铁 KTZ650-02		
汽车	曲轴、连杆、摇臂等	
农机具	耙片、棘轮等	
8）珠光体可锻铸铁 KTZ700-02		
汽车	曲轴、连杆、齿轮等	
9）白心可锻铸铁 KTB350-04		
可焊管件	可焊管件	壁厚 6
10）球墨可锻铸铁①		
640 ml 啤酒瓶机	玻璃模具	$\phi 152 \times 267.8$，最大壁厚 64，最小壁厚 30

① 球墨可锻铸铁是一种新型可锻铸铁材料，化学成分介于可锻铸铁与球墨铸铁之间，经球化处理和短时间退火而得到的具有球状石墨组织的可锻铸铁。其铸态组织为白口组织，石墨化退火温度低、时间短，铸造性能优于可锻铸铁，力学性能与球墨铸铁相当，且具有生产成本和能耗低等优点。选用球墨可锻铸铁制造玻璃制品成型模具，可在模具内型表层（激冷层）形成退火石墨球，因为球墨结构较之片状石墨结构具有较高的抗氧化性和耐热疲劳性能。另外，在模具外层则因缓慢冷却而形成畸变石墨和絮状石墨（渗碳体分解而来），这种石墨具有较高的热导率。由于这两方面的性能得到了互补，从而获得了满意的使用效果，模具使用寿命可达 60 万次。

5 抗磨铸铁

在磨擦条件下有较好的抗磨料磨损性能的铸铁称为抗磨铸铁。常用的有抗磨白口铸铁和抗磨球墨铸铁。

5.1 抗磨白口铸铁及其选用

碳主要以碳化物的形式分布于金属基体组织中，并且具有良好的抗磨料磨损的白口铸铁称为抗磨白口铸铁。常用的有合金抗磨白口铸铁和普通抗磨白口铸铁。

我国制订了抗磨白口铸铁标准《抗磨白口铸铁件》（GB/T 8263—1999）。因此，抗磨白口铸铁又有标准型抗磨白口铸铁和非标准型抗磨白口铸铁之分。

5.1.1 标准型抗磨白口铸铁及其选用

标准型抗磨白口铸铁主要包括以镍铬为主要合金元素的抗磨白口铸铁和以铬为主要合金元素的抗磨白口铸铁。

（1）标准型抗磨白口铸铁牌号

标准型抗磨白口铸铁根据其化学成分规定了 9 种牌号：KmTBNi4Cr2-DT、KmTBNi4Cr2-GT、KmTBCr9Ni5、KmTBCr2、KmTBCr8、KmTBCr12、KmTBCr15Mo、KmTBCr20Mo、KmTB-Cr26。

（2）标准型抗磨白口铸铁技术要求

1）制造

① 标准型抗磨白口铸铁，可采用任何适宜的熔炼方法进行熔炼，可采用任何适宜的铸造方法进行生产。

② 如果铸件的某些部位需要局部强化或有其他特殊要求，则需方要预先说明并提供标记明确的图样。

2）热处理

① 标准型抗磨白口铸铁件可按下列状态供货：a. 铸态；b. 铸态并去应力处理；c. 硬化态；d. 硬化态并去应力处理；e. 软化退火态。抗磨白口铸铁的热处理规范可参照 GB/T 8263—1999 的附录 A。

② 除供需双方另有规定外，供方可根据铸件的技术要求和使用条件，选择供方认为对使用最有利的热处理规范和供货状态。

③ 如果供需双方规定的供货状态，不是铸件的最终使用状态（例如为方便进行机械加工而规定以软化退火状态供货），则铸件使用所要求的热处理应由需方负责实施。

3）标准型抗磨白口铸铁的化学成分应符合表 4.1-43 的规定。

4）标准型抗磨白口铸铁的金相组织，一般情况下不作为产品验收依据。如果需方对金相组织有特殊要求，则由供需双方商定。标准型抗磨白口铸铁的常规金相组织可参照 GB/T 8263—1999 的附录 B。

5）标准型抗磨白口铸铁的硬度应符合表 4.1-44 的规定。

表 4.1-43　抗磨白口铸铁的化学成分（质量分数） %

牌号①	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
KmTBNi4Cr2-DT	2.4～3.0	≤0.8	≤2.0	1.5～3.0	≤1.0	3.3～5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBNi4Cr2-GT	3.0～3.6	≤0.8	≤2.0	1.5～3.0	≤1.0	3.3～5.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr9Ni5	2.5～3.6	≤2.0	≤2.0	7.0～11.0	≤1.0	4.5～7.0	—	≤0.15	≤0.15
KmTBCr2	2.1～3.6	≤1.2	≤2.0	1.5～3.0	≤1.0	≤1.0	≤1.2	≤0.10	≤0.15
KmTBCr8	2.1～3.2	1.5～2.2	≤2.0	7.0～11.0	≤1.5	≤1.0	≤1.2	≤0.06	≤0.10



续表 4.1-43

牌号①	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
KmTBCr12	2.0～3.3	≤1.5	≤2.0	11.0～14.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr15Mo②	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	14.0～18.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr20Mo②	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	18.0～23.0	≤3.0	≤2.5	≤1.2	≤0.06	≤0.10
KmTBCr26	2.0～3.3	≤1.2	≤2.0	23.0～30.0	≤3.0	≤2.5	≤2.0	≤0.06	≤0.10

① 牌号中，"DT" 和 "GT" 分别是 "低碳" 和 "高碳" 的汉语拼音大写字母，表示该牌号含碳量的高低。
② 一般情况下，该牌号应含钼（Mo）。

表 4.1-44　抗磨白口铸铁的硬度

牌　号	硬　度					
	铸态或铸态并去应力处理		硬化态或硬化态并去应力处理		软化退火态	
	HRC	HBS	HRC	HBS	HRC	HBS
KmTBNi4Cr2-DT	≥53	≥550	≥56	≥600	—	—
KmTBNi4Cr2-GT	≥53	≥550	≥56	≥600	—	—
KmTBCr9Ni5	≥50	≥500	≥56	≥600	—	—
KmTBCr2	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr8	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr12	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400
KmTBCr15Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr20Mo	≥46	≥450	≥58	≥650	≤41	≤400
KmTBCr26	≥46	≥450	≥56	≥600	≤41	≤400

注：洛氏硬度值（HRC）和布氏硬度值（HBS）之间没有精确的对应值，因此，这两种硬度值应独立使用。

（3）标准型抗磨白口铸铁的适用范围

标准型抗磨白口铸铁的主要特点：

1）标准型抗磨白口铸铁的主要特点是硬度较高，其金相组织为强韧的金属基体支撑着高硬度的碳化物，因而提高了抗磨性。

2）标准型抗磨白口铸铁根据其合金元素和性能特点，可分为低铬抗磨白口铸铁、中铬抗磨白口铸铁、高铬抗磨白口铸铁和镍铬抗磨白口铸铁。

① 低铬抗磨白口铸铁铬含量（质量分数）为 1.0%～4.0%，采用铸态或铸态去应力处理后的金相组织为 A_r（Fe, Cr)$_3$C + P，硬度≥46HRC，冲击韧度 a_K≥2.0 J/cm²，其特点是生产成本较低，抗磨，但脆性大，且抗磨性也低于中、高铬抗磨白口铸铁。因此常选用于对抗磨性和韧性要求不太高的工况，例如水泥球磨机用磨球、电厂磨煤机用磨球、平盘磨煤机辊套、中小型水泥球磨机（直径≤φ2.4 m）细粉仓衬板等。

② 中铬抗磨白口铸铁铬含量为 7%～11%，采用铸态去应力处理后的金相组织为细珠光体 + M_7C_3 + 少量 M_3C，硬度≥49HRC，冲击韧度 a_K≥3.5 J/cm²，抗弯强度 σ_{bb}≥800 MPa，挠度 f≥3.5 mm，具有较高的硬度和良好的耐冲击疲劳剥落性，因此常选用于制造磨球，并广泛应用于电力、冶金、水泥行业的球磨机中；如果采用等温淬火回火热处理，其处理后的金相组织为马氏体 + 贝氏体 + 奥氏体 + M_7C_3 + 少量 M_3C + 二次碳化物，硬度≥58HRC，冲击韧度 a_K≥58 J/cm²，具有优良的抗冲击磨料磨损性能及良好的硬韧配合，因此常选用于制造衬板和磨球等。

③ 高铬抗磨白口铸铁有 4 种：

a）铬含量为 11%～14%的高铬抗磨白口铸铁，采用铸态去应力处理后的金相组织为细珠光体 +（Fe, Cr)$_7C_3$，硬度≥48HRC，冲击韧度 a_K≥3 J/cm²，具有较高的硬度和抗磨性，但焊接易开裂，且切削加工性能差，因此常选用于制造磨球，并广泛应用于水泥厂、铝厂、铜矿、铁矿、金矿的球磨机中；如果采用高温空淬并及时中、低温回火热处理，其处理后的金相组织为马氏体 + M_7C_3 + 二次碳化物 + 残余奥氏体，硬度≥56HRC，冲击韧度 a_K≥3 J/cm²，则可进一步提高硬度和耐磨性，因此除常用于制造磨球外，还常用于制造小型锤式破碎机锤头等。上述均为高碳的，若采用低碳的铬含量为 11%～14%的高铬抗磨白口铸铁，则可获得韧性较高、硬度适宜的性能，因此常选用于制造承受较大冲击载荷的大型水泥球磨机的衬板等。

b）铬含量为 14%～18%的高铬抗磨白口铸铁，采用高温空淬并及时中、低温回火热处理后的金相组织为马氏体 + M_7C_3 + 二次碳化物 + 残余奥氏体，硬度≥58HRC，具有更高的硬度和抗磨性，但焊接易开裂，且切削加工性能差，因此常选用于水泥厂球磨机的磨球和衬板，渣浆泵泵壳、叶轮、盖板等过流件、冶金轧辊，小型反击式破碎机板锤，强制式搅拌机叶片和衬板，抛丸机叶片，小型锤式破碎机锤头，输粉管道的弯管，溜槽衬板等。

c）铬含量为 18%～23%的高铬抗磨白口铸铁，采用高温空淬并及时中、低温回火热处理后的金相组织为马氏体 + M_7C_3 + 二次碳化物 + 残余奥氏体，硬度≥58HRC，冲击韧性 a_K≥3 J/cm²，具有较高的硬度和韧性以及较高的抗氧化性能，因此已广泛选用于厚壁耐磨件，例如中速磨煤机（RP 型磨机、MPS 和 MBF 型磨机）的磨辊和衬瓦，大型反击式破碎机的板锤，破碎焦炭的辊式破碎机的磨辊等；也已广泛选用于湿态腐蚀磨损和高温磨损工况的零件，例如矿山球磨机磨球，渣浆泵过流件，冶金轧管机顶头，穿孔机导板等。

d）铬含量为 23%～30%的高铬抗磨白口铸铁，采用铸态的金相组织为奥氏体 + M_7C_3（或奥氏体 + 马氏体 + M_7C_3），硬度≥46HRC，冲击韧度 a_K≥3.5 J/cm²，具有较好的冲击韧性和相当的耐磨性，因此常选用于直径为 5 m 的水泥球磨机第二仓中的衬板，高炉小料钟等；如果采用高温油淬并及时中、低温回火热处理，其处理后的金相组织为马氏体 + M_7C_3 + 二次碳化物 + 残余奥氏体，硬度≥56HRC，冲击

韧度 $a_K \geq 3 J/cm^2$，具有良好的耐热、耐蚀性能和优异的抗磨性能，因此常选用于既有磨料磨损工况，又选用于高温磨损及湿态腐蚀磨损工况，例如中速磨煤机、立式水泥磨机的磨辊和衬瓦，大型反击式破碎机的板锤，双进双出磨煤机的磨球，矿山湿式磨机的磨球，腐蚀磨损渣浆泵的过流件，磷酸盐采矿工业中的泵件，硫酸钾镁采矿工业中的泵件，冶金烧结机的篦条等。

④ 镍铬抗磨白口铸铁有3种：

a）镍含量（质量分数）为2.4%～3.0%和铬含量（质量分数）为1.5%～3.0%的低碳镍铬抗磨白口铸铁，采用中、低温热处理后的金相组织为共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 残余奥氏体，砂型铸造的力学性能为：硬度52～59HRC，艾氏冲击吸收功为35～48J；金属型铸造的力学性能为：硬度55～64HRC，艾氏冲击吸收功为45～56 J，具有一定的抗磨性和较好的冲击疲劳抗力，因此常选用于中、小冲击载荷的研磨工况，例如MPS和RP型中速磨煤机的磨辊、辊道，E型磨煤机的磨环等。

b）镍含量为2.4%～3.0%和铬含量为1.5%～3.0%的高碳镍铬抗磨白口铸铁，采用中、低温热处理后的金相组织为共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 残余奥氏体，砂型铸造的力学性能为：硬度53～61HRC，艾氏冲击吸收功为28～41 J；金属型铸造的力学性能为：硬度56～64HRC，艾氏冲击吸收功为35～55 J，具有较高的硬度和抗磨性，因此常选用于小冲击载荷的磨料磨损工况，例如冶金轧辊、水泥和冶金等行业中各式球磨机冲击不大的衬板等。

c）镍含量为4.5%～7.0%和铬含量为7.0%～11.0%的镍铬抗磨白口铸铁，采用较高温或中温热处理后的金相组织为共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体，砂型铸造的力学性能为：硬度53～56HRC，艾氏冲击吸收功为35～42 J；金属型铸造的力学性能为：硬度56～64HRC，艾氏冲击吸收功为48～76 J，具有高硬度及良好的抗磨性，并有较高的冲击疲劳抗力，以及较好的耐腐蚀性能，因此常选用于中等冲击载荷的磨料磨损工况，例如杂质泵的叶轮、护套，输送固体物料或矿浆的管道，特别适用于弯道等。

总之，标准型抗磨白口铸铁由于硬度较高，具有一定的耐磨性，在抗磨材料中还有一定的经济性，因此早已成为煤矿、金矿、铜矿、铁矿、磷酸盐矿、硫酸钾镁矿等采矿业以及电厂、水泥、冶金等行业所有磨料磨损件的首选材料，并且已成为常用的一大类金属抗磨材料。

标准型抗磨白口铸铁的适用范围可参见表4.1-45和表4.1-46。

表4.1-45　标准型抗磨白口铸铁的适用范围之一

序　号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类　别	类　型	名　称	工作要求
1	机床	铸造设备	抛丸机叶片	耐磨，有一定的耐冲击疲劳
2	重型机械	冶金机械	球磨机衬板、磨球等	耐磨，有一定的耐冲击疲劳
			轧管机顶头等	耐高温磨损和湿态腐蚀磨损
			穿孔机导板等	耐高温磨损和湿态腐蚀磨损
			轧辊等	耐磨
			烧结机篦条等	耐高温磨损
			小型轧钢机导板等	耐高温磨损
			高炉小料钟等	耐高温磨损
			焦炭用辊式破碎机磨辊等	耐磨
		矿山机械	金矿、铜矿、钼矿、镍矿、铁矿、铝矿等矿业用球磨机磨球、衬板等	湿态耐磨
			小型反击式板锤等	耐磨，有一定的耐冲击疲劳
			破碎机衬板等	耐磨
			分级机耐磨片等	耐磨
			柱塞泵衬套等	耐磨
			输送泵泵壳、叶轮、盖板等过流件	矿浆和泥沙酸碱性不明显的工况输送
			输送管道直管、弯管等	固体物料和矿浆的输送
			浮悬机叶轮等	湿态耐磨
		建材机械	小型球磨机第一仓磨球等	耐冲击力
			大型球磨机磨球等	耐大冲击力
			立式水泥磨机磨辊、衬板等	耐磨和冲击力
3	电力机械	火力发电辅助设备	磨煤机磨球等	耐磨
			双进双出磨煤机磨球等	耐磨
			中速磨煤机磨辊、辊道等	耐磨
			E型磨煤机磨环等	耐磨

表 4.1-46　标准型抗磨白口铸铁的适用范围之二

牌　号	金相组织		适用范围
	铸态或铸态并去应力处理	硬化态或硬化态并去应力处理	
KmTBNi4Cr2-DT	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 奥氏体	共晶碳化物 M_3C + 马氏体 + 贝氏体 + 残余奥氏体	可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBNi4Cr2-GT			用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr9Ni5	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 马氏体 + 奥氏体	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性和一定耐蚀性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr2	共晶碳化物 M_3C + 珠光体	共晶碳化物 M_3C + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	成本低廉，用于较小冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr8	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 细珠光体	共晶碳化物（M_7C_3 + 少量 M_3C）+ 二次碳化物 + 贝氏体 + 马氏体 + 奥氏体	有一定耐蚀性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr12	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有较好耐蚀性，可用于中等冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr15Mo	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	可用于较大冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr20Mo	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体及其转变产物	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性，有较好耐蚀性，可用于较大冲击载荷的磨料磨损
KmTBCr26	共晶碳化物 M_7C_3 + 奥氏体	共晶碳化物 M_7C_3 + 二次碳化物 + 马氏体 + 残余奥氏体	有很好淬透性，有良好耐蚀性和抗高温氧化性，可用于较大冲击载荷的磨料磨损

注：金相组织中 M 代表 Fe、Cr 等金属原子，C 代表碳原子。

（4）标准型抗磨白口铸铁选用技术

1）国家标准 GB/T 8263—1999《抗磨白口铸铁件》只选用于冶金、建材、电力、建筑和机械等行业的磨料磨损部件，其他行业的磨料磨损部件应有针对性和区别性地选用。

2）铸件材料的抗磨性与一般性能（例如力学性能、物理性能）有所区别，它不是材料的固有性能，而是反映在一个磨损系统中材料的综合性能，既受材料本身性能的影响，又受磨料性质、工作介质、工作条件的影响。例如受强烈冲击的铸件就不宜选用抗磨白口铸铁。但是，如果工作时不存在冲击、或者冲击不大，在这种情况下选用抗磨白口铸铁就会取得更好的效果。

3）磨损系统中的外界条件是十分复杂的，例如：磨料的硬度、形状；磨料冲击铸件的速度及方向；工作温度的高低；磨损环境的干湿；湿环境中是酸性还是碱性。要想使铸件获得良好的抗磨性，必须搞清楚工作条件的具体情况，并有区别性地选用材料，因为有些在干态很抗磨的铸件材料，在湿态就不一定抗磨（例如一般成分的高铬抗磨白口铸铁在干态下抗磨、在湿态下就不抗磨）。

4）要想合理选材，还必须搞清楚铸件在磨料磨损过程中失效起主要作用的磨损类型。一般认为，铸件材料越硬越抗磨，但实际是，用选用高硬度的材料来提高铸件抗磨性，有时达不到预期的效果，因为铸件的磨损与铸件工作前的硬度不存在明显的关系，而与工作后的铸件表面硬度存在着直线的关系。

5）要选材合理，还要结合具体情况，除考虑资源条件外，还应考虑经济性和铸造生产条件。例如，在抗磨白口铸铁的选用上有低铬、中铬、高铬、铬镍等，它们均具有一定或足够的抗磨性，但价格相差很大，因此应经济地选用。另外，铸造出的铸件本身的健全程度，即内部质量问题，例如铸件内部的缩孔、缩松、气孔、夹杂、裂纹等缺陷的存在，也会严重影响铸件的抗磨效果，因此在选用时也应引起注意。

① 对于要求具有承受中等冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBNi4Cr2-DT 的低碳镍铬抗磨白口铸铁。

② 对于要求具有承受较小冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBNi4Cr2-GT 的高碳镍铬抗磨白口铸铁。

③ 对于要求具有承受一定耐蚀性和中等冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr9Ni5 的镍铬抗磨白口铸铁。

④ 对于要求具有承受较小冲击载荷，且成本较低的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr2 的低铬抗磨白口铸铁。

⑤ 对于要求具有承受一定耐蚀性和中等冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr8 的中铬抗磨白口铸铁。

⑥ 对于要求具有承受较好耐蚀性和中等冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr12 的高铬抗磨白口铸铁。

⑦ 对于要求具有承受较大冲击载荷的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr15Mo 的高铬抗磨白口铸铁。

⑧ 对于要求具有承受较大冲击载荷和耐蚀性的厚壁磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr20Mo 的高铬抗磨白口铸铁。

⑨ 对于要求具有承受较大冲击载荷，又有良好的耐蚀性和抗高温氧化性的磨料磨损铸件，可选用牌号为 KmTBCr26的高铬抗磨白口铸铁。

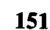
有关标准型抗磨白口铸铁的选用实例可参见表 4.1-47。



表 4.1-47　标准型抗磨白口铸铁的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
（1）抗磨白口铸铁KmTBNi4Cr2-DT KmTBNi4Cr2-GT		
球磨机（冲击力不大的）	衬板、磨球	零下处理温度：马氏体；低温回火：下贝氏体，硬度（砂型）>53HRC，（金属型）>56HRC
ϕ2.0 m×4.6 m 棒磨机	衬板等	用于铜矿，使用寿命 12 921 h，磨耗 45 g/t
（2）抗磨白口铸铁 KmTBCr9Ni5		
杂质泵	叶轮、护套等	抗腐蚀磨损性能较优
输送管道（固体物料或矿浆）	直管、弯管等	具有高硬度，耐磨
MPS 和 RP 型中速磨煤机	磨辊、轨道等	不经高温处理，且铸件可以炉冷，不易造成热处理开裂
E 型磨煤机	磨环等	不经高温处理，且铸件可以炉冷，不易造成热处理开裂
（3）抗磨白口铸铁 KmTBCr2		
化工用碾磨机	扇形衬铁	尺寸 154 mm×100 mm×22 mm，主要壁厚 22 mm，质量 1.5 kg
水泥用球磨机	第一仓用磨球等	球耗吨水泥低于 100 g，破碎率低于 1%
电厂用磨煤机	磨球等	采用铸态去应力处理
（4）抗磨白口铸铁 KmTBCr8		
电力、冶金、水泥行业用球磨机	磨球等	硬度≥49HRC（铸态） 采用铸态去应力处理
球磨机	衬板、磨球等	硬度≥58HRC（等温淬火回火）
（5）抗磨白口铸铁 KmTBCr12		
水泥用大型球磨机	衬板、磨球等	韧性较高，硬度适宜
小型锤式破碎机	锤头等	采用淬火回火热处理
（6）抗磨白口铸铁 KmTBCr15Mo		
电厂用 EM70 磨煤机	上下磨环	金相组织为马氏体+弧立状合金碳化物
球磨机	衬板	金相组织为马氏体+共晶渗碳体，硬度 62~65HRC
水泥用球磨机	磨球、衬板等	球耗大约在吨水泥 50 g 之内，衬板使用寿命是 Mn13 铸钢衬板的 3 倍以上
渣浆泵	泵壳、叶轮、盖板等过流件	用于矿浆和泥砂酸性不很明显的工况
小型反击式破碎机	板锤等	金相组织为马氏体
强制式搅拌机	叶片、衬板等	金相组织为马氏体
铸造用抛丸机	叶片等	金相组织为马氏体
小型锤式破碎机	锤头	使用寿命比 Mn12 钢锤头提高 1 倍
输粉管道	弯管、溜槽衬板等	金相组织为马氏体
（7）抗磨白口铸铁 KmTBCr20Mo		
RP 型中速磨煤机	磨辊、衬瓦等	使用寿命高于 Cr15 铸铁和镍硬铸铁
MPS 型中速磨煤机	磨辊、衬瓦等	使用寿命高于 Cr15 铸铁和镍硬铸铁
MBF 型中速磨煤机	磨辊、衬瓦等	使用寿命高于 Cr15 铸铁和镍硬铸铁
大型反击式破碎机	板锤等	使用寿命高于 Cr15 铸铁
辊式破碎机	磨辊等	用于破碎焦炭
球磨机	磨球等	用于矿山，湿态腐蚀磨损
渣浆泵	过流件	用于矿山，湿态腐蚀磨损
轧管机	顶头等	用于冶金，高温磨损工况
穿孔机	导板等	用于冶金，高温磨损工况





续表 4.1-47

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
（8）抗磨白口铸铁 KmTBCr26		
中速磨煤机	磨辊、衬瓦等	铸件厚大，内外硬度比较均匀
立式磨机	磨辊、衬瓦等	用于水泥，使用寿命高于镍硬铸铁和 Cr15 铸铁
大型反击式破碎机	板锤等	铸件厚大，内外硬度比较均匀
双进双出磨煤机	磨球等	硬度高，硬度均匀
矿山湿式磨机	磨球等	耐磨，且有一定耐蚀性能
渣浆泵	过流部件	优越的抗腐蚀磨损性能
磷酸盐采矿用泵	过流部件	使用寿命高于镍硬铸铁
硫酸钾镁矿用泵	过流部件	使用寿命高于镍硬铸铁
冶金烧结机	箅条等	耐高温磨损
小型轧钢机	导板等	耐高温磨损
高炉	小料钟	耐高温磨损
ϕ5 m 水泥球磨机	第二仓用衬板等	铸态硬度为 550HV，在使用中能加工硬化到 900HV，寿命约 20 000～30 000 h

5.1.2　非标准型抗磨白口铸铁及其选用

非标准型抗磨白口铸铁主要包括常用的普通抗磨白口铸铁以及标准牌号以外的合金抗磨白口铸铁。

（1）非标准型普通抗磨白口铸铁及其选用

非标准型普通抗磨白口铸铁即不加特殊合金元素的白口铸铁。铸态组织是渗碳体加珠光体，有一定抗磨性，但脆性大，不能承受冲击载荷。低碳白口铁径等温淬火后，具有较高的抗磨性和冲击韧性。

通常，非标准型普通抗磨白口铸铁生产工艺简单，成本低廉，只选用于较低载荷且磨损不强烈工况的磨料磨损件，例如犁铧等。

有关非标准型普通抗磨白口铸铁的选用实例可参见表 4.1-48。

表 4.1-48　非标准型普通抗磨白口铸铁的选用实例

序号	化学成分（质量分数）/%					热处理	金相组织	硬度 HRC	选　用
	C	Si	Mn	P	S				
1	3.5～3.8	<0.6	0.15～0.20	<0.3	0.2～0.4	铸态	渗碳体＋珠光体	—	粮食加工磨粉机磨片、导板等
2	2.6～2.8	0.7～0.9	0.6～0.8	<0.3	<0.1	铸态	渗碳体＋珠光体	—	农用犁铧等①
3	4.0～4.5	0.4～1.2	0.6～1.0	0.14～0.40	<0.1	铸态	莱氏体或莱氏体＋渗碳体	50～55	农用犁铧等①
4	2.2～2.5	<1.0	0.5～1.0	<0.1	<0.1	900℃×1 h，淬入 230～300℃盐浴保温 1.5 h，空冷	贝氏体＋托氏体＋珠光体	55～59	农用犁铧等①
5	2.0～2.7	1.0～1.1	0.5～1.0	<0.1	<0.1	去应力处理		400HBS	化工用碾磨机扇形衬铁等

① 用于砂性土壤的犁铧。

（2）非标准型合金抗磨白口铸铁及其选用

在非标准型普通抗磨白口铸铁的基础上添加 Cr、Mo、Cu、Ti、W、V 等合金元素，可以提高碳化物的硬度，强化金属基体，从而提高其力学性能和抗磨性。

有关非标准型合金抗磨白口铸铁的选用实例可参见表 4.1-49。

表 4.1-49　非标准型合金抗磨白口铸铁的选用实例

序号	名称	化学成分（质量分数）/%						金相组织	硬度 HRC	选　用
		C	Si	Mn	P	S	合金元素			
1	铜抗磨白口铸铁	2.4～2.6	<1.0	2.2～2.5	<0.04	<0.04	Cu 1.2～1.5　RE（加入量 1.5）	马氏体＋断续网状碳化物	62～65	铸造用抛丸机叶片等
2	铬钼铜抗磨白口铸铁	2.4～3.2	≤1.0	1.0～2.5	≤0.1	≤0.1	Cr 2.0～3.0　Mo ≤3.0　Cu ≤3.0　RE 微量	共晶碳化物 M_3C＋二次碳化物＋马氏体＋残余奥氏体	55～62	平盘磨煤机辊套，寿命可达 6 000～7 000 h；中小型水泥球磨机（直径≤ϕ2.4 m）细粉仓衬板等，寿命为普通高锰的 4 倍



续表 4.1-49

序号	名称	化学成分（质量分数）/%						金相组织	硬度 HRC	选用
		C	Si	Mn	P	S	合金元素			
3	锰钨抗磨白口铸铁	2.7~3.0	1.2~1.5	1.3~1.6	<0.1	<0.1	W 1.6~1.8	珠光体+索氏体+碳化物	38~45	加工的杂质泵零件
4		3.0~3.3	0.8~1.2	5.5~6.0	<0.1	<0.1	W 2.5~3.5		55~60	不加工的杂质泵零件
5	锰钼抗磨白口铸铁	2.7~3.0	1.2~1.6	1.0~1.2	<0.1	<0.1	Mo 0.7~1.2	珠光体+索氏体+碳化物	45~50	加工的杂质泵零件
6		3.5~3.8	1.3~1.5	4.5~5.0	<0.1	<0.1	Mo 1.5~2.0　Cu 0.6~0.8	马氏体+索氏体+碳化物+残余奥氏体	55~62	不加工的杂质泵零件
7	锰抗磨白口铸铁	2.5~3.7	0.6~1.5	5.0~6.5			Cr ≤1.0　Mo ≤0.6　Cu ≤1.0	(Fe, Mn, Cr)$_3$C+M+A	57~62	泵体、磨球、衬板等
								(Fe, Mo, Cr)$_3$C+S+Ar	43~47	
8		1.7~2.0	≤0.8	7.0~8.5	≤0.1	≤0.1		(Fe, Mn)$_3$C+A	30~37	磨辊、齿板等
								(Fe, Mn)$_3$C+M+Ar	33~35	
9	钨铬抗磨白口铸铁	2.0~3.5	0.5~1.0	0.5~3.0	≤0.15	≤0.12	W 4.5~5.5　Cr 3.5~4.5	(Fe, W)$_3$C+M+A	53~64	杂质泵过流部件、球磨机磨球等
								(Fe, Cr, W)$_3$C+二次碳化物+M+Ar	58	
10		2.0~3.5	0.5~1.0	0.5~3.0	≤0.15	≤0.12	W 8.5~9.5　Cr 5.5~6.5	(Fe, W)$_3$C+(Fe, W)$_6$C+M+A	53~62	
11		2.4~3.0	0.3~0.5	1.5~3.0	≤0.10	≤0.05	W 15.0~18.0　Cr 2.0~3.0　Cu 1.0~2.0	(Fe, W, Cr)$_6$C+A	55~60	
								(Fe,W,Cr)$_6$C+(Fe,W,Cr)$_{23}$C+M+Ar	63~65	
12	钒抗磨白口铸铁	1.96~2.38		4.53~17.34			V 5.91~7.01	奥氏体+钒碳化物（VC）	60~62	破碎机锤头、发动机气门座等
13	中铬稀土抗磨白口铸铁	2.4~2.8	1.0~1.3	0.4~0.6	<0.04	<0.04	Cr 5~8　V 0.3~0.4　Ti 0.04~0.05　RE 微量	回火马氏体+共晶碳化物+少量淬火马氏体	62~63.5	Q3110抛丸机叶片，寿命203~274.1 h
14	中铬抗磨白口铸铁	2.6~3.2	<0.8	1.5~2.0	≤0.1	≤0.1	Cr 8~10　Mo 0.3~0.5　Cu 2~3　Al 0.2~0.3	马氏体+M$_7$C$_3$+M$_3$C+残余奥氏体	55~65	水泥球磨机、电厂磨煤机磨球等
15	高铬抗磨白口铸铁	2.0	0.5	0.5			Cr 30　Ni 6　V 0.3　RE 0.15	奥氏体70%+铁素体10%+M$_7$C$_3$20%		小型轧钢机导板等
16	高铬钼抗磨白口铸铁	3.0~3.5	0.6~0.9	0.2~0.6			Cr 15~20　Mo 12~14　Cu 0.5~0.6　V 1.4~1.7		64~65	水工机械用端面密封环

注：M为马氏体；A为奥氏体；S为索氏体；Ar为残余奥氏体。

5.2 抗磨球墨铸铁及其选用

抗磨球墨铸铁主要包括中锰抗磨球墨铸铁、马氏体抗磨球墨铸铁和贝氏体抗磨球墨铸铁。

5.2.1 中锰抗磨球墨铸铁及其选用

化学成分（质量分数）中Mn为5.0%~9.0%、Si为



3.3%～5.0%的抗磨球墨铸铁称为中锰抗磨球墨铸铁。通过选择合适的化学成分和控制其冷却速度，可获得在针状体或奥氏体基体上分布有块状或断续网状渗碳体的抗磨球墨铸铁。

我国制订了中锰抗磨球墨铸铁标准《中锰抗磨球墨铸铁件技术条件》(GB/T 3180—1982)。

(1) 中锰抗磨球墨铸铁牌号

中锰抗磨球墨铸铁根据其锰含量和力学性能分为3种牌号：MQTMn6、MQTMn7、MQTMn8。

(2) 中锰抗磨球墨铸铁技术要求

1) 中锰抗磨球墨铸铁，可采用任何适宜的熔炼方法进行熔炼、可采用金属型或砂型的铸造方法进行生产。

2) 金属型铸造的铸件质量检查，以砂型铸造铸态试样的冲击韧度、硬度和金属型铸造的铸态抗弯试棒的抗弯强度值为验收依据；砂型铸造铸件的质量检查以冲击韧度和硬度为验收依据，其结果均应符合表4.1-50中的规定。

表4.1-50 中锰抗磨球墨铸铁锰含量和力学性能

牌号	锰含量 /%	抗弯强度 σ_{bb}/MPa		挠度 f/mm		冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HRC
		砂 型	金属型	砂 型	金属型		
		试棒直径/mm		支距/mm			
		30	50	300	500		
		≥		≥		≥	
MQTMn6	5.5～6.5	510	390	3.0	2.5	7.85	44
MQTMn7	>6.5～7.5	470	440	3.5	3.0	8.83	41
MQTMn8	>7.5～9.0	430	490	4.0	3.5	9.81	38

注："M"是抗磨的"磨"字汉语拼音的第一个字母。牌号"QT"是"球铁"二字汉语拼音的第一个字母；"Mn"是锰化学元素符号，阿拉伯数字表示锰含量的范围。

3) 表4.1-50中的锰含量范围、挠度和砂型铸造直径ϕ30 mm的抗弯试棒的抗弯强度值，除订货协议有规定外，不作为验收依据。

4) 如果用户要求检验铸件硬度，需与生产厂协商，硬度值应符合表4.1-50中规定。

5) 金相组织可参见标准JB/Z 179—1982《中锰抗磨球墨铸铁金相图谱》。

(3) 中锰抗磨球墨铸铁选用

由于中锰抗磨球墨铸铁具有良好的综合力学性能，以及在磨料磨损和磨料多次碰撞的条件下工作具有良好的抗磨性，因此常选用于冶金、矿山、建材和农机行业碾碎设备中的易损零件，例如磨球、衬板、锤头、耙片等，并在一定范围内可代替高锰钢、低锰钢和锻钢，比后三者寿命提高1～1.5倍。

有关中锰抗磨球墨铸铁的选用实例可参见表4.1-51和表4.1-52。

5.2.2 马氏体抗磨球墨铸铁及其选用

马氏体抗磨球墨铸铁通常是指以马氏体为主要基体的高硬度的球墨铸铁。

马氏体抗磨球墨铸铁由于硬度高，抗冲击疲劳性能较好，且价廉，因此常选用于冲击磨料磨损工况的零件，例如水泥球磨机磨球、衬板以及联合收割机整体护刃器等。

有关马氏体抗磨球墨铸铁的选用实例可参见表4.1-53。

5.2.3 贝氏体抗磨球墨铸铁及其选用

贝氏体抗磨球墨铸铁通常是指以贝氏体为主要基体的高硬度的球墨铸铁。

贝氏体抗磨球墨铸铁由于硬度高，韧性和抗冲击疲劳性能较好，因此常选用于拖拉机链轨板、连杆热锻模、手拉葫芦链轮、球磨机磨球和中小型球磨机衬板等。

有关贝氏体抗磨球墨铸铁的选用实例可参见表4.1-54。

表4.1-51 中锰抗磨球墨铸铁的选用实例之一

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
(1) 中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn6		
选矿用螺旋分级机	叶片等	
球磨机	衬板等	
(2) 中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn6VTiMo		
泥浆泵	叶轮	壁厚30～100 mm，重量345 kg
选矿用螺旋分级机	衬板	重量8.8 kg，铸态抗弯强度 σ_{bb} >400 MPa，硬度56HRC
(3) 中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn7		
煤矿用洗煤机	旋流器等	
煤粉机	锤头等	金相组织：针状体+少量奥氏体+块粒状碳化物5%～25%+球状石墨
球磨机	磨球、衬板等	金相组织、针状体+少量奥氏体+块粒状碳化物5%～25%+球状石墨
(4) 中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn8		
铸造用混砂机	刮板等	
农机具	耙片、犁铧等	金相组织：奥氏体+断续网状和块粒状碳化物5%～25%+球状石墨
饲料粉碎机	锤片	金相组织：奥氏体+断续网状和块粒状碳化物5%～25%+球状石墨



表 4.1-52　中锰抗磨球墨铸铁的选用实例之二

产品、零件（铸件）名称	现用和原用材料牌号	备　注
农机用24片机引圆盘耙片	现用中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn8，原用65锰钢	抗磨性是65锰钢耙片的1.5～2倍
ϕ40～12 mm 球磨机磨球	现用中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn7，原用中碳锻钢	抗磨性比碳钢球提高1倍以上
煤粉机锤头	现用中锰抗磨球墨铸铁 MQTMn7，原用高锰钢	抗磨性比高锰钢锤头提高1倍左右

表 4.1-53　马氏体抗磨球墨铸铁的选用实例

序号	化学成分（质量分数）/%							金相组织	硬度 HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	选用
	C	Si	Mn	P	S	Mg	RE				
1	3.4～3.9	2.2～2.5	0.8～1.2	≤0.15	≤0.03	0.03～0.05	0.03～0.04	马氏体＋球状石墨＋残余奥氏体	≥52	≥8	球磨机磨球、中小型水泥球磨机衬板等
2	3.75～3.95	2.7～3.0	<0.5	<0.08	<0.04	0.048	0.035	刃部：中针状马氏体＋残留奥氏体＋球状石墨 过渡区：索氏体＋铁素体＋球状石墨 心部：铁素体＋珠光体＋球状石墨 上部舌根：渗碳体≯3%	刃口 50～58 深2.5～3.5mm		联合收割机整体护刃器（Ⅱ型），3年收割作物8 900余亩，使用中未修磨，磨损不大，无崩刃，无断裂
3	3.5	1.8	1.0保证水淬淬透		Cr 0.5稳定碳化物提高硬度	0.03～0.05	0.03～0.04	细针状马氏体＋10%～20%断续状碳化物＋球状石墨	59～61	8～10	球磨机磨球，磨损量0.113～0.151 g/h，抗磨性高于滚珠轴承钢球

表 4.1-54　贝氏体抗磨球墨铸铁的选用实例

序号	化学成分（质量分数）/%								金相组织	硬度 HRC	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	选用
	C	Si	Mn	P	S	其他合金	Mg	RE				
1	3.2～3.6	2.6～3.2	0.55～0.8	<0.1	<0.02		0.03～0.05	0.03～0.06	均匀细针贝氏体＋少量马氏体＋少量残余奥氏体＋球状石墨（球化率1类1～2级）	HBS 400～430	26～60	拖拉机链轨板，磨损量3.5～4.4 g/h，寿命为3 000～5 000 h，和高锰钢相当
2	3.2～3.6	2.4～3.0	<0.5	<0.08	<0.03	Mo0.65～0.85 Cu0.9～1.1	0.035～0.065	0.03～0.05	回火贝氏体＋回火马氏体	36～40		连杆热锻模，寿命为4 219 h，高于5CrNiMo锻模（3 400 h）
3	3.2～3.7	2.8～3.2	<0.5	<0.04	<0.03		0.04～0.07	0.03～0.06	（上、下）贝氏体（混合组织）	43～45	50～70	手拉葫芦链轮，具有高强度、高韧性，高抗磨性
4	3.4～3.8	2.5～3.5	2.0～3.5	≤0.1	≤0.05	B适量	0.03～0.05	0.03～0.05	贝氏体＋马氏体＋残余奥氏体＋球状石墨	≥50	≥10	球磨机磨球和中小型球磨机衬板等

6　冷硬铸铁

用激冷的方法使激冷区内的碳全部或大部分呈化合碳状态的铸铁称为冷硬铸铁。主要用于以磨损为主的工况，常用的有轧辊用冷硬铸铁和一般用冷硬铸铁。

6.1　轧辊用冷硬铸铁及其选用

我国制订了轧辊用冷硬铸铁标准《铸铁轧辊》（GB/T 1504—1991）。

6.1.1　轧辊用冷硬铸铁名称

铸铁轧辊根据辊身的冷硬层和化学成分分为4大类。冷硬铸铁轧辊、无限冷硬铸铁轧辊、球墨铸铁轧辊和高铬铸铁轧辊。

冷硬铸铁轧辊常用的冷硬铸铁有：普通冷硬铸铁、钼冷硬铸铁、铬钼冷硬铸铁、镍铬冷硬铸铁、镍铬钼冷硬铸铁、普通冷硬球墨复合铸铁、钼冷硬球墨复合铸铁、铬钼冷硬球墨复合铸铁、铬钼钒冷硬球墨复合铸铁、铬钼铜冷硬球墨复合铸铁。

无限冷硬铸铁轧辊常用的冷硬铸铁有：铬钼无限冷硬铸铁、镍铬钼无限冷硬铸铁。

球墨铸铁轧辊常用的冷硬铸铁有：普通半冷硬球墨铸铁、低铬半冷硬球墨铸铁、铬钼半冷硬球墨铸铁、低铬钼钒钛半冷硬球墨铸铁、铬钼铜半冷硬球墨铸铁、铬钼无限冷硬球墨铸铁、铬钼铜无限冷硬球墨铸铁、低铬无限冷硬球墨铸铁、低铬钼钒钛无限冷硬球墨铸铁、镍铬钼无限冷硬球墨铸铁、镍钼球墨铸铁。

高铬铸铁轧辊常用的铸铁有：高铬铸铁。

6.1.2　轧辊用冷硬铸铁技术要求

1）轧辊用冷硬铸铁，可采用任何适宜的熔炼方法进行熔炼，可采用金属型和离心铸造的工艺方法进行生产。

2）轧辊用冷硬铸铁工作层的化学成分应符合表4.1-55的规定。

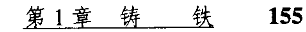


表 4.1-55 轧辊用冷硬铸铁工作层的化学成分（质量分数） %

轧辊分类	轧辊名称	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Mg	Ti	Re
冷硬铸铁轧辊	普通冷硬铸铁轧辊	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12								
	钼冷硬铸铁轧辊	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12			0.20~0.60					
	铬钼冷硬铸铁轧辊	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12		0.20~0.60	0.20~0.60					
	镍铬冷硬铸铁轧辊	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12	0.50~1.00	0.20~0.60						
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅰ）	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12	0.80~2.00	0.30~1.20	0.20~0.60					
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅱ）	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12	2.01~3.00	0.50~1.50	0.20~0.60					
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅲ）	2.90~3.80	0.25~0.80	0.20~1.00	≤0.45	≤0.12	3.01~4.50	0.50~1.70	0.20~0.60					
	普通冷硬球墨复合铸铁轧辊	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03						≥0.04		
	钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03			0.20~0.80			≥0.04		
	铬钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03		0.20~0.80	0.20~0.60			≥0.04		
	铬钼钒冷硬球墨复合铸铁轧辊	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03		0.10~0.30	0.20~0.80	0.10~0.30		≥0.04		
	铬钼铜冷硬球墨复合铸铁轧辊	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03		0.10~0.60	0.20~0.60		0.40~1.00	≥0.04		
无限冷硬铸铁轧辊	铬钼无限冷硬铸铁轧辊	2.90~3.70	0.60~1.20	0.40~1.20	≤0.25	≤0.12		0.60~1.20	0.20~0.60					
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅰ）	2.90~3.70	0.60~1.20	0.40~1.20	≤0.25	≤0.12	0.50~1.00	0.70~1.20	0.20~0.60					
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅱ）	2.90~3.70	0.60~1.20	0.40~1.20	≤0.25	≤0.12	1.01~2.00	0.70~1.20	0.20~0.60					
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅲ）	2.90~3.70	0.60~1.20	0.40~1.20	≤0.25	≤0.12	2.01~3.00	0.70 1.30	0.20~0.60					
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅳ）	2.90~3.70	0.60~1.20	0.40~1.20	≤0.20	≤0.12	3.01~5.00	1.00~2.00	0.20~0.60					
球墨铸铁轧辊	普通半冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03						≥0.04		
	低铬半冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60				≥0.04		
	铬钼半冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60			≥0.04		
	低铬钼钒钛半冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60	0.10~0.30		≥0.04	0.03~0.30	≥0.025
	铬钼铜半冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60		0.40~1.00	≥0.04		
	铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60			≥0.04		
	铬钼铜无限冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60		0.40~1.00	≥0.04		

续表 4.1-55

轧辊分类	轧辊名称	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Cu	Mg	Ti	Re
球墨铸铁轧辊	低铬无限冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60				≥0.04		
	低铬钼钒钛无限冷硬球墨铸铁轧辊	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03		0.20~0.60	0.20~0.60	0.10~0.30		≥0.04	0.03~0.30	≥0.025
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊（Ⅰ）	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	≤1.00	0.20~0.60	0.20~0.60			≥0.04		
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊（Ⅱ）	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	1.00~3.00	0.30~1.20	0.20~0.80			≥0.04		
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅰ）	3.20~3.70	1.50~2.40	0.20~0.90	≤0.05	≤0.03	1.00~2.50	0.10~0.50	0.40~0.80			≥0.04		
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅱ）	2.90~3.60	1.20~2.40	0.30~0.80	≤0.10	≤0.03	2.51~3.50	0.10~0.50	0.40~1.00			≥0.04		
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅲ）	2.90~3.60	1.00~2.20	0.30~0.80	≤0.10	≤0.03	3.51~4.50	0.10~0.50	0.40~1.00			≥0.04		
高铬铸铁轧辊	高铬铸铁轧辊	2.30~3.30	0.30~1.00	0.50~1.20	≤0.20	≤0.06	1.00~1.70	12.00~22.00	0.70~2.50					

注：1. 可用部分铜代替镍，但不得超过含镍量的$\frac{1}{3}$。

2. 含有稀土元素的球墨铸铁轧辊，残镁量 w（Mg）不得小于0.03%。

3）冷硬铸铁轧辊的辊身和辊颈硬度、辊身表面硬度不均匀度、抗拉强度以及复合轧辊芯部（辊颈）抗拉强度应符合表4.1-56的规定。

4）冷硬铸铁轧辊的白口层深度应符合表4.1-57的规定。辊身两端同一截面上白口层最深最浅之差不得大于10 mm，但当辊身的长度与直径之比大于2.5时，白口层之差不得大于20 mm。

5）离心铸造轧辊外层（工作层）厚度应符合表4.1-58的规定。

6）球墨铸铁轧辊应保证球状石墨加团絮状（包括蠕虫状）石墨之和大于石墨总量的80%。

表 4.1-56　轧辊用冷硬铸铁的力学性能

轧辊分类	轧辊名称	辊身硬度 HSD	辊颈硬度 HSD	辊身表面硬度不均匀度 HSD	抗拉强度 /MPa
冷硬铸铁轧辊	普通冷硬铸铁轧辊	55~70	32~48	≤5	>150
	钼冷硬铸铁轧辊	55~70	32~48	≤5	>150
	铬钼冷硬铸铁轧辊	55~70	32~48	≤5	>150
	镍铬冷硬铸铁轧辊	55~70	32~50	≤5	>150
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅰ）	60~75	35~52	≤5	>150
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅱ）	65~80	40~55	≤5	>150
	镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅲ）	70~85	40~55	≤5	>150
	普通冷硬球墨复合铸铁轧辊	55~70	32~48	≤5	>280

续表 4.1-56

轧辊分类	轧辊名称	辊身硬度 HSD	辊颈硬度 HSD	辊身表面硬度不均匀度 HSD	抗拉强度 /MPa
冷硬铸铁轧辊	钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	58~70	35~48	≤5	>300
	铬钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	58~70	35~48	≤5	>300
	铬钼钒冷硬球墨复合铸铁轧辊	58~70	35~48	≤5	>300
	铬钼铜冷硬球墨复合铸铁轧辊	58~70	35~48	≤5	>300
无限冷硬铸铁轧辊	铬钼无限冷硬铸铁轧辊	50~70	35~55	≤5	>160
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅰ）	55~72	35~55	≤5	>160
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅱ）	55~72	35~55	≤5	>160
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅲ）	60~75	35~55	≤5	>160
	镍铬钼无限冷硬铸铁轧辊（Ⅳ）	65~85	35~55	≤5	>160
球墨铸铁轧辊	普通半冷硬球墨铸铁轧辊	35~50	30~45	≤8	>300
	低铬半冷硬球墨铸铁轧辊	40~55	32~45	≤8	>300
	铬钼半冷硬球墨铸铁轧辊	40~55	32~50	≤8	>300



续表 4.1-56

轧辊分类	轧辊名称	辊身硬度HSD	辊颈硬度HSD	辊身表面硬度不均匀度HSD	抗拉强度/MPa
球墨铸铁轧辊	低铬钼钒钛半冷硬球墨铸铁轧辊	40~55	32~50	≤8	>300
	铬钼铜半冷硬球墨铸铁轧辊	40~55	32~50	≤8	>300
	铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊	55~70	35~55	≤5	>300
	铬钼铜无限冷硬球墨铸铁轧辊	55~70	35~55	≤5	>300
	低铬无限冷硬球墨铸铁轧辊	50~65	32~55	≤5	>300
	低铬钼钒钛无限冷硬球墨铸铁轧辊	55~80	32~55	≤5	>300
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊（Ⅰ）	48~70	35~55	≤5	>320
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁轧辊（Ⅱ）	48~70	35~55	≤5	>320
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅰ）	42~48	32~43	≤5	>400
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅱ）	55~75	35~55	≤5	>400
	镍钼球墨铸铁轧辊（Ⅲ）	60~80	35~55	≤5	>400
高铬铸铁轧辊	高铬铸铁轧辊	55~95	40~55	≤5	>400
	复合轧辊芯部 灰铸铁		32~48		>160
	复合轧辊芯部 球墨铸铁		35~48		>300

表 4.1-57 冷硬铸铁轧辊的白口层深度

铸铁轧辊名称	白口层深度/mm					
	型钢				板钢	
	≤φ200	φ201~250	φ251~300	>φ300	薄板	中板
普通冷硬铸铁轧辊	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
钼冷硬铸铁轧辊	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
铬钼冷硬铸铁轧辊	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
镍铬冷硬铸铁轧辊	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅰ）	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅱ）	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
镍铬钼冷硬铸铁轧辊（Ⅲ）	12~25	15~30	17~35	20~45	—	8~45
普通冷硬球墨复合铸铁轧辊	—	—	—	—	8~35	8~45
钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	—	—	—	—	8~35	8~45
铬钼冷硬球墨复合铸铁轧辊	—	—	—	—	8~35	8~45
铬钼钒冷硬球墨复合铸铁轧辊	—	—	—	—	8~35	8~45
铬钼铜冷硬球墨复合铸铁轧辊	—	—	—	—	8~35	8~45

表 4.1-58 离心铸造轧辊的外层（工作层）厚度

轧辊名称	外层（工作层）厚度/mm		
	型钢		板钢
	φ200~300	≥φ300	
冷硬铸铁轧辊	20~40	20~50	≥25
无限冷硬铸铁轧辊	20~40	20~50	≥25
球墨铸铁轧辊	20~40	40~60	≥25
高铬铸铁轧辊	—	—	≥25

6.1.3 轧辊用冷硬铸铁选用

冷硬铸铁由于具有内韧外硬的结构特点，在轧辊方面已广泛应用于冶金轧辊以及造纸、塑料、橡胶、制糖等其他非冶金轧辊。

（1）冶金轧辊材料选用注意

轧辊是轧钢生产中的大型消耗性工具，轧制钢材的数量和质量都与轧辊有着极为密切的联系，由于各种轧机的轧制条件不同，因此选用的材料不能划一，而且必须注意选用与各种轧制条件相适应的轧辊材料，常见的有冷硬铸铁、铸钢和锻钢，且冷硬铸铁轧辊在冶金轧辊中选用的比例最大。

1）初轧机轧辊的材料选用　初轧机主要用于轧制钢锭，可分为方坯初轧机和板坯初轧机，其轧辊材料的选用，过去均为铸钢和锻钢，但存在一些问题，后改用石墨化铸钢或经过改进的高强度铸钢、复合铸钢、半钢和复合半钢等，最后选用了球墨铸铁，因为它相比于铸钢和锻钢轧辊，具有耐磨性好、抗热裂纹性能强等优良品质。

球墨铸铁方坯初轧机轧辊辊身最高硬度不应高于48HS。

球墨铸铁板坯初轧机轧辊辊身最高强度不应高于43HS（热处理后）。

2）型钢轧机轧辊的材料选用　型钢轧机的轧辊担负着轧制各种规格和不同形状的钢材的任务，一般把距辊身表面一定深度的纵横面作为轧钢工作面，因此，对型钢轧机轧辊在使用性能上所要求的共同点，除了具有一定的强度和韧性外，沿辊身直径的深度方向应有尽可能小的硬度降低，即辊身截面从外向里硬度降落要小，孔槽内的耐磨性要力求均匀，故常选用冷硬铸铁、无限冷硬铸铁和球墨铸铁。

3）板钢轧机轧辊的材料选用　板钢轧机分为薄板轧机和中厚板轧机。薄板轧机又分为热轧薄板轧机和冷轧薄板轧机，在热轧薄板轧机中又有叠轧薄板轧机和热带钢轧机之分。

叠轧薄板轧机轧辊的工作是相当繁杂的，必须具有高强度、高辊面硬度和辊身抗裂纹的性能，通常对于双机轧制的叠轧薄板轧机轧辊材料可选用球墨复合铸铁或无限冷硬球墨复合铸铁（58~62HS）。

热轧带钢轧机轧制速度高（半连续轧机轧制速度一般在6~10 m/s左右，全连续轧机轧制速度一般在20~24 m/s左右），各机架轧辊均承受着较大的机械应力、摩擦应力、热应力以及很大冲击负荷，往往由于轧辊不适应这种繁重的工作条件而产生各种破坏，因此常选用高镍铬冷硬铸铁、高镍铬无限冷硬铸铁和高铬铸铁。

中厚板轧机上的工作辊是中厚板轧机的重要组成部分。三辊劳特式轧机，除中辊是工作辊外，上下辊既是支持辊又是工作辊，其轧辊不仅要具有良好的耐磨性和耐热性，而且应具有良好的抗剥落性和抗折断性，因此常选用铬钼冷硬球墨复合铸铁、铬钼钒冷硬球墨复合铸铁和铬钼铜冷硬球墨复合铸铁。

（2）非冶金轧辊与冶金轧辊材料的选用不一样

冶金用冷硬铸铁轧辊按工作层性质分为硬面、半硬面和无限冷硬铸铁轧辊。从外观尺寸上看，冶金轧辊的长度 L 值小，直径 d 大，即 L/d 值小。

非冶金用冷硬铸铁轧辊，通常是指橡胶、塑料、造纸、面粉、榨糖、油脂、烟草、油墨等用的轧辊，从外观尺寸上看，其长度 L 值大，直径 d 值小，即 L/d 值大。这种非冶金用冷硬铸铁轧辊，应尽可能增加白口层深度和非常光洁的表面，由于此类轧辊重量轻、直径小、冷速快，在同样的碳当量的情况下，即可获得较深的白口层。

因此，非冶金用冷硬铸铁轧辊与冶金用冷硬铸铁轧辊的材料选用不应该一样。

通常，非冶金用橡胶塑料用轧辊可选用普通冷硬铸铁、铬钼冷硬铸铁、镍铬冷硬铸铁等；造纸用轧辊可选用铬铜冷硬铸铁、镍铬钼冷硬铸铁等；油墨用轧辊可选用铬钼冷硬铸铁等；油脂用轧辊可选用镍铬钼冷硬铸铁等；烟草用轧辊可选用铬钼冷硬铸铁等；面粉用轧辊可选用镍铬钼冷硬铸铁、铬钒冷硬铸铁等。

有关轧辊用冷硬铸铁的适用范围可参见表4.1-59。

有关冶金轧辊用冷硬铸铁的选用实例可参见表4.1-60。

有关非冶金轧辊用冷硬铸铁的选用实例可参见表4.1-61和表4.1-62。

表 4.1-59　轧辊用冷硬铸铁的适用范围

分　类	辊身表面硬度 HS	材　料	性　能　特　点	适　用　范　围
冷硬铸铁轧辊	55~85	普通铸铁或合金铸铁	有高硬度的纯冷硬层，适当的麻口层，耐磨性能很好，力学性能较差	型钢轧辊，冷硬深度应控制在12~45 mm，钢板轧辊，冷硬深度应控制在8~45 mm，造纸、橡胶、油脂、塑料工作辊冷硬层深度应控制在8~35 mm
	55~70	球墨铸铁复合轧辊	有高硬度的纯冷硬层，狭小的过渡层，灰口、白口界限分明，中心强度较高，在重载荷的工作条件下，有较大的抗断能力	钢板轧辊，不宜开槽，冷硬层深度应控制在8~45 mm
无限冷硬铸铁轧辊	55~85	合金铸铁	辊身外缘没有纯冷硬层，没有灰口、白口的明显分界，因此边缘到中心的硬度差较少，机械强度比普通或合金冷硬铸铁轧辊稍高	热轧大、中、小型型钢、管材用轧辊，适合开深槽
	48~80	球墨铸铁		
半冷硬铸铁轧辊	35~55	球墨铸铁	具有高强度，能承受较大的轧制负荷，但轧件表面质量不及冷硬轧辊，耐磨性能优于一般铸钢轧辊	热轧大、中、小型型钢初轧连轧机、粗轧机、精轧机、轧管机轧辊，适合开深槽
高铬铸铁轧辊	55~95	高铬铸铁	辊身表面由细而均匀分布的 M_7C_3 型碳化物所组成，表面白口层的硬度、耐磨性及韧性均高于普通及合金白口层	高速线材轧辊，热轧带钢精轧轧辊

表 4.1-60　冶金轧辊用冷硬铸铁的选用实例

分类	轧辊材质	材质代号	化学成分（质量分数）/%											推荐工艺方法	硬度 HSD			抗拉强度 σ_b/MPa	选用实例
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Mg		辊身	辊颈	均匀度		
冷硬铸铁	铬钼冷硬铸铁	CC0	2.90 3.80	0.25 0.80	0.20 1.00	≤ 0.45	≤ 0.10	0.20 0.60	—	0.20 0.60	—	—	—	静态	58 70	32 48	≤5	≥150	小型型钢、窄带钢精轧机架
	镍铬钼冷硬铸铁Ⅰ	CC1	2.90 3.80	0.25 0.80	0.20 1.00	≤ 0.45	≤ 0.10	0.20 0.60	0.50 1.00	0.20 0.60	—	—	—		60 70	32 52	≤5	≥150	
	镍铬钼冷硬铸铁Ⅱ	CC2	2.90 3.80	0.25 0.80	0.20 1.00	≤ 0.30	≤ 0.10	0.30 1.20	1.00 2.00	0.20 0.60	—	—	—		62 75	35 52	≤5	≥150	
	镍铬钼冷硬铸铁Ⅲ	CC3	2.90 3.80	0.25 0.80	0.20 1.00	≤ 0.30	≤ 0.08	0.50 1.50	2.00 3.00	0.20 0.60	—	—	—	离心或静态	65 80	35 52	≤5	≥150	
无限冷硬铸铁	铬钼无限冷硬铸铁	IC0	2.90 3.70	0.60 1.20	0.40 1.20	≤ 0.25	≤ 0.10	0.60 1.20	—	0.20 0.60	—	—	—	静态	58 70	35 55	≤5	≥160	小型型钢中、精轧机架
	镍铬钼无限冷硬铸铁Ⅰ	IC1	2.90 3.70	0.60 1.20	0.40 1.20	≤ 0.25	≤ 0.10	0.70 1.20	0.50 1.00	0.20 0.60	—	—	—		60 72	35 55	≤5	≥160	
	镍铬钼无限冷硬铸铁Ⅱ	IC2	2.90 3.70	0.60 1.20	0.40 1.20	≤ 0.20	≤ 0.10	0.70 1.20	1.00 2.00	0.20 0.60	—	—	—		62 72	35 55	≤5	≥160	
	镍铬钼无限冷硬铸铁Ⅲ	IC3	2.90 3.70	0.60 1.20	0.40 1.20	≤ 0.15	≤ 0.08	0.70 1.30	2.00 3.00	0.20 0.60	—	—	—	离心或静态	65 75	35 55	≤5	≥160	



续表 4.1-60

分类	轧辊材质	材质代号	化学成分（质量分数）/% C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	Mg	推荐工艺方法	硬度 HSD 辊身	辊颈	均匀度	抗拉强度 σ_b/MPa	选用实例
球墨铸铁	铬钼半冷硬球墨铸铁	SG1	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	0.20~0.60	<0.30	0.20~0.60	<0.30	Ti<0.3	≥0.04	静态	40~55	32~50	≤8	≥300	型钢粗轧机架
	铬钼铜半冷硬球墨铸铁	SG2	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	0.20~0.60	—	0.20~0.60	—	0.40~1.00	≥0.04		40~55	32~50	≤8	≥300	
	铬钼无限冷硬球墨铸铁	SG3	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	0.20~0.60	—	0.20~0.60	—	—	≥0.04	静态	55~70	35~55	≤5	≥300	棒线材、型钢中精轧机架、窄带钢轧机
	铬钼铜无限冷硬球墨铸铁	SG4	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	0.20~0.60	—	0.20~0.60	—	0.40~1.00	≥0.04		55~70	35~55	≤5	≥300	
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁Ⅰ	SG5	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.25	≤0.03	0.20~0.60	0.50~1.00	0.20~0.60	—	—	≥0.04		58~70	35~55	≤5	≥320	
	镍铬钼无限冷硬球墨铸铁Ⅱ	SG6	2.90~3.80	0.80~2.50	0.40~1.20	≤0.20	≤0.03	0.30~1.20	1.00~2.50	0.20~0.80	—	—	≥0.04	静态或离心	62~70	35~55	≤5	≥320	棒线材、型钢中精轧机架、窄带钢轧机
	铬钼冷硬球墨复合铸铁	SGD1	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03	0.20~0.80	—	0.20~0.60	—	—	≥0.04	静态半冲洗	58~70	35~48	≤5	≥300	劳特中板、叠轧薄板轧机
	铬钼钒冷硬球墨复合铸铁	SGD2	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03	0.10~0.30	—	0.20~0.80	—	V 0.10~0.30	≥0.04		58~70	35~48	≤5	≥300	
	铬钼铜冷硬球墨复合铸铁	SGD3	2.90~3.80	0.40~1.20	0.20~1.00	≤0.45	≤0.03	0.10~0.60	—	0.20~0.60	—	0.40~1.00	≥0.04		58~70	35~48	≤5	≥300	
	珠光体球墨铸铁Ⅰ	SGP1	3.00~3.70	1.60~2.40	0.40~1.00	≤0.15	≤0.03	0.10~0.60	1.20~2.00	0.10~0.60	—	—	≥0.04	静态	40~55	35~55	≤5	≥345	大型初轧机，型钢连轧机，棒线材粗、中轧机、预精轧及精轧机架
	珠光体球墨铸铁Ⅱ	SGP2	2.90~3.70	1.40~2.20	0.40~1.00	≤0.15	≤0.03	0.20~1.00	1.00~2.50	0.20~0.80	—	—	≥0.04		50~65	35~55	≤5	≥345	
	珠光体球墨铸铁Ⅲ	SGP3	2.90~3.70	1.20~2.00	0.40~1.00	≤0.15	≤0.03	0.20~1.20	1.50~3.00	0.20~0.80	—	—	≥0.04	离心或静态	60~72	35~60	≤5	≥345	
	贝氏体球墨铸铁Ⅰ	SGB1	2.90~3.70	1.40~2.40	0.20~0.80	≤0.15	≤0.03	≤0.50	2.50~4.00	0.40~1.00	—	—	≥0.04		55~70	35~60	≤5	≥345	
	贝氏体球墨铸铁Ⅱ	SGB2	2.90~3.70	1.20~2.00	0.20~0.80	≤0.15	≤0.03	0.20~1.00	2.50~4.00	0.40~1.00	—	—	≥0.04		60~75	35~60	≤5	≥345	
复合铸铁	高镍铬冷硬铸铁	HNiCr1	2.90~3.80	0.20~0.80	0.20~1.20	≤0.10	≤0.08	1.00~2.00	3.00~4.80	0.20~0.80	—	—	—	离心	70~85	35~55	≤5	灰芯≥160；球芯≥345	热带钢粗轧、精轧工作辊、小立辊、平整工作辊、支承辊、中、宽厚板工作辊，冷带钢轧机工作辊
	高镍铬无限冷硬铸铁	HNiCr2	2.90~3.70	0.60~1.50	0.40~1.20	≤0.10	≤0.08	1.00~2.00	3.00~4.80	0.20~0.80	—	—	—		65~85	35~55	≤5		
	高铬铸铁Ⅰ	HCr1	2.30~3.00	0.30~1.00	0.50~1.20	≤0.10	≤0.06	12.0~20.0	1.00~1.70	0.70~1.70	—	—	—	离心	60~80	35~55	≤5		
	高铬铸铁Ⅱ	HCr2	2.50~3.30	0.30~1.00	0.50~1.20	≤0.10	≤0.06	17.0~22.0	1.00~1.70	1.50~2.00	—	—	—		80~90	35~55	≤5		

表 4.1-61　非冶金轧辊用冷硬铸铁的选用实例之一

轧辊材质	化学成分（质量分数）/% C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
普通冷硬铸铁	3.3~3.8	0.4~0.8	0.3~0.5	0.45~0.55	≤0.12	—	—	—
铬钼合金铸铁	3.3~3.8	0.4~0.8	0.3~0.5	≤0.55	≤0.12	0.2~0.3	—	0.2~0.4
镍铬合金铸铁	3.3~3.8	0.4~0.8	0.3~0.5	≤0.55	≤0.12	0.2~0.3	0.4~0.8	—
镍铬钼铸铁	3.5~3.8	0.3~0.8	0.3~0.6	0.40~0.55	≤0.12	0.2~0.5	0.5~1.5	0.2~0.4



续表 4.1-61

轧辊材质	化学成分（质量分数）/%							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
铬铜铸铁	3.1～3.7	0.4～0.8	0.3～0.45	0.45～0.60	≤0.12	0.3～0.5	—	Cu0.8～1.0
铬钒铸铁	3.5～3.8	0.7～0.9	0.5～0.6	0.4～0.5	≤0.12	0.6～0.8	—	V0.1～0.2

轧辊材质	白口深度/mm	硬度 HS		选　用
		辊面	辊颈	
普通冷硬铸铁	5～40	63～72	≤48	橡胶、塑料轧辊
铬钼合金铸铁	6～25	≥68	≤48	橡胶、塑料、油墨、烟草轧辊
镍铬合金铸铁	6～25	≥68	≤48	橡胶、塑料轧辊
镍铬钼铸铁	20～50	68～74	≤50	面粉、油脂、造纸轧辊
铬铜铸铁	10～40	≥70	—	造纸轧辊
铬钒铸铁	0.1*D* 辊径	68～72	—	面粉轧辊

表 4.1-62　非冶金轧辊用冷硬铸铁的选用实例之二

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
造纸机	冷铸铁辊	尺寸：ϕ450×3 350 mm，重量 4 300 kg 化学成分（质量分数）(%)：C3.5～3.8，Si0.4～0.6，Mn0.4～0.5，P0.4～0.5，S<0.08，Cr0.3～0.8 辊面硬度 70HS
造纸用压光机	冷铸铁辊	
XK400 炼胶机	冷硬轧辊	尺寸：ϕ400×2 148 mm，为空心圆柱形结构，壁厚均匀，但 ϕ400 mm 圆柱面要求白口深度 5～20 mm，而 ϕ250 mm 与 ϕ200 mm 圆柱面却不允许出现麻口，硬度只允许相差 30HS，铸件毛重 1.3 t，主要壁厚 70 mm 化学成分（质量分数）(%)：C3.7～3.9，Si0.8～0.9，Mn0.3～0.4，P0.4～0.5，S≤0.12，Cr0.22，Mo0.3～0.4 灰铸铁部分为 HT200，抗弯强度 σ_{bb}≥400 MPa，硬度：ϕ400 mm 辊面 68～75HBS，ϕ250 mm 辊面 38～47HS
炼胶机或压延机	ϕ400 冷铸辊	尺寸：ϕ410×3 200 mm，为空心冷硬轧辊，铸件重 1 700 kg，主要壁厚 100 mm 化学成分（质量分数）(%)：C3.4～3.7，Si0.4～0.8，Mn0.4～0.6，P0.4～0.55，S<0.12，Cr0.2～0.4，Mo0.3～0.6 灰口部分抗拉强度 σ_b≥180～220 MPa，抗压强度 σ_{bc}1 373 MPa，工作表面冷硬层深度 5～20 mm，硬度 68～75HS；辊颈硬度 35～48HS
	ϕ320 冷铸辊	
	ϕ200 冷铸辊	
焊管机	轧辊	化学成分（质量分数）(%)：C3.5～4.0，Si2.4～2.9，Mn0.5～0.8，P<0.03，S<0.1，Mg0.03～0.07，RE0.02～0.05，Mo0.2～0.45，B0.05～0.08 金相组织：铸态为珠光体 90%以上＋细小石墨球；热处理后为细小回火马氏体＋硼碳化物 硬度：约 60HRC 寿命：860～1 248 L/根次，达到或超过 GCr15 锻辊的水平（700t/根次）

6.2　一般用冷硬铸铁及其选用

冷硬铸铁实际上也是一种抗磨铸铁，它是由硬而抗磨的白口铁外层和具有一定强度及韧性的灰口铁心部所组成，因此它除选用于冶金和非冶金用的冷硬铸铁轧辊外，对于像柴油机的挺杆、拖拉机的拖带轮、辗砂机的走轮、矿山的车轮、内燃机的凸轮轴等一些既要求有很高的表面硬度，又要求具备高的抗磨能力和能承受一定工作应力需要的抗磨零件，也应选用冷硬铸铁。

通常，普通冷硬铸铁可选用于柴油机挺杆（白口层 5～8 mm）、拖拉机拖带轮、工矿车辆车轮（踏面白口层 9～27 mm）；稀土冷硬铸铁可选用于水工机械磨机滚筒（冷硬深度 30～40 mm）；铬钼稀土冷硬铸铁可选用于柴油机挺柱（白口层 3～5 mm）；铬钼铜冷硬铸铁可选用于内燃机凸轮轴；铬镍钼冷硬铸铁可选用于发动机气门挺杆（白口深＞4～6 mm＜8 mm，细莱氏体＞95%）和水工机械气门挺杆柱（端部冷硬深度 2.5～4.5 mm）。

有关一般用冷硬铸铁的选用实例可参见表 4.1-63～表 4.1-65。



表 4.1-63 一般用冷硬铸铁的选用实例之一

类型	化学成分（质量分数）/%						白口层硬度 HRC	灰口部分性能		选用实例
	C	Si	Mn	P	S	其他		σ_b/MPa	σ_{bb}/MPa	
普通冷硬铸铁	3.0~3.6	0.5~0.75	>0.50	≤0.35	≤0.4					冷铸车轮
	3.5~3.6	2.0~2.2	0.7~1.0	—	<0.12	—	HBS450~500			冷铸犁镜
	3.5~3.7	1.8~2.0	0.7~1.0	≤0.2	≤0.12		≥50	200~250	400~470	柴油机气门挺杆，白口层 5~8 mm
	3.8~4.0	0.7~1.0	0.9~1.1	≤0.2	≤0.12		≥50	200~250	400~470	拖拉机托带轮
	3.5~3.7	1.75~2.10	0.5~0.9	≤0.15	≤0.15	Bi0.003~0.007 7	48~50	>150	>330	拖拉机托链轮
镍铬钼冷硬铸铁	3.2~3.4	1.9~2.1	0.65~0.85	≤0.12	≤0.10	Ni0.4~0.5 Cr0.9~1.1 Mo0.4~0.55	铸态 530~560；600℃回火后，500~550	200~250	400~470	发动机气门挺杆，白口深度在 4~6，≯8 mm 之间，细变态莱氏体≮95%
铬钼稀土冷硬铸铁	3.5~3.8	1.7~2.0	0.6~0.9	≤0.2	≤0.09	Cr0.5~0.8 Mo0.5~0.7 稀土硅铁合金 0.5~0.7	≥53	250	470	柴油机气门挺杆，白口层 3~5 mm
硼冷硬铸铁	3.75	1.7	0.6	0.13	≤0.07	B0.02~0.04	50~51	150	330	纺织机中的桃子投梭鼻、打梭转子等干摩擦传动件
稀土冷硬铸铁	3.3~3.5	2.6~2.8	1.2~1.6	≤0.2	≤0.12	稀土硅铁合金 1.7~2.0	42	400~500	700~900	辗砂机辗轮 ϕ760×230，内径 ϕ670，挠度 f=7 mm
普通冷硬铸铁	3.0~3.2	1.9~2.2	0.6~0.8	0.17~0.25	0.08~0.12					小型机器冷硬铸铁件
铬镍冷硬铸铁	3.4~3.5	0.8~0.85	0.45~0.5	0.4	0.1	Cr0.45~0.5 Ni0.45~0.5				破碎机颊板
普通冷硬铸铁	3.4~3.7	0.55~0.70	0.5~0.6	0.2~0.3	0.08~0.12					货车车轮
	3.49	0.84	0.70	0.134	0.069					冷硬车轮
	3.80	0.79	0.59	0.16	0.079					
	>3.25	0.45~0.75	0.50~0.75	<0.4	<0.14					
	3.50	1.0	0.6	0.3	0.06					犁铧
	3.50	1.0	1.0	0.2	0.04					破碎机衬板
	3.25	0.8	1.25	0.2	0.06					

表 4.1-64 一般用冷硬铸铁的选用实例之二

选用实例	种类	与凸轮接触面硬度 HRC	化学成分（质量分数）/%							特点
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	
内燃机气门挺柱	RIK-T1	>45	2.9 3.8	1.4 2.7	0.5 1.0	< 0.5	< 0.15	< 0.5	—	—	可与各类材质的凸轮轴配合使用
	RIK-T2	>50	2.9 3.8	1.4 2.7	0.5 1.0	< 0.5	< 0.15	0.3 1.0	0.2 1.0	—	
	RIK-T3	>55	3.0 3.9	1.4 2.7	0.5 1.0	< 0.5	< 0.15	0.3 1.3	0.2 1.0	< 0.10	耐点蚀及不易黏着，与冷硬铸铁轴配合使用
	RIK-T4	>55	2.9 3.8	1.4 2.7	0.5 1.0	< 0.5	< 0.15	0.3 1.3	0.2 1.0	0.3 1.0	



续表 4.1-64

选用实例	种　类	与凸轮接触面硬度 HRC	化学成分（质量分数）/%								特　点
			C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	
内燃机凸轮轴	RIK-C1	>45	3.0 3.6	1.8 2.4	0.5 1.0	< 0.3	< 0.15	< 0.1	—	—	可与各种材质的气门挺柱、气门摇臂配合使用
	RIK-C2	>40	3.2 4.0	2.0 3.2	0.2 0.8	< 0.2	< 0.05	< 0.1	Cu< 1.0	< 1.0	用于高强度
	RIK-C3	>45	3.0 3.7	1.8 2.4	0.5 1.0	< 0.3	< 0.15	0.1 1.0	0.2 1.0	< 0.5	耐点蚀不易黏着

表 4.1-65　一般用冷硬铸铁的选用实例之三

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
水工机械	磨机滚筒	尺寸：ϕ574×356 mm，为圆筒体结构，铸件毛重 560 kg，主要壁厚 120 mm 化学成分（质量分数）（%）：C3.4～3.8，Si0.7～1.4，Mn0.5～0.8，P0.3～0.5，S≤0.1，Cr0.3～0.4 铸件外圆锥面硬度>70HS，冷硬深度 30～40 mm
	气门挺杆柱	尺寸：ϕ36×100 mm，为棒状结构，铸件毛重 0.4 kg 化学成分（质量分数）（%）：C3.6～3.8，Si1.8～2.0，Mn0.8～0.95，P≤0.2，S≤0.03，Cr0.45～0.55，Mo0.08～0.12，Ni0.7～0.8 铸件 ϕ34 mm 端部冷硬深度 2.5～4.5 mm，硬度 60～62HRC，杆身硬度 185～200HBS
炼胶机或压延机	辊筒	主要规格：ϕ360×900 mm～ϕ815×2 200，共 15 种左右，铸件毛重 2 000～15 000 kg，为滚筒形结构 化学成分（质量分数）（%）：C3.5～3.8，Si0.5～0.7，Mn0.3～0.5，P0.4～0.6，S≤0.12，Cr0.2～0.3，Cu0.4～0.6 辊筒面宏观组织：表面为白口，中心为灰口，中间过渡层为麻口。灰口部分的抗拉强度 σ_b≥200 MPa，辊筒面硬度 68～75HS
工农-10 手扶拖拉机	进（排）气凸轮	尺寸：97 mm×82 mm×23 mm，为桃子形结构，铸件毛重 0.6 kg 化学成分（质量分数）（%）：C3.3～3.6，Si1.6～2.0，Mn0.6～0.8，P≤0.12，S≤0.1，Cr0.1～0.3 凸轮部分轮廓为白口层，其深度 2～4 mm，凸尖允许 6 mm，硬度 45～55HRC
内燃机	凸轮轴	化学成分（质量分数）（%）：C3.4～3.6，Si1.6～2.0，Mn0.5～0.7，P≤0.08，S≤0.1，Cr0.3～0.5，Mo0.2～0.5，Cu0.9～1.1 金相组织：冷硬层为莱氏体＋珠光体（索氏体）；心部为珠光体（索氏体）＋游离碳化物（少量）＋D、E 型石墨 凸轮轴心部为灰口，抗拉强度 σ_b≥200 MPa，抗弯强度 σ_{bb}≥400 MPa，硬度 200～280HBS；凸轮轴白口深度 3～5 mm，激冷层硬度 47～52HRC
	气门挺柱	化学成分（质量分数）（%）：C3.0～3.5，Si2.0～2.5，Mn0.5～1.0，P0.4～0.9，S≤0.05，Cr0.3～0.8，Mo0.2～0.7，Cu0.6～1.0，Ti0.06～0.20 冷硬层 2～5 mm，金相组织为渗碳体及莱氏体＋少量磷共晶＋体积分数小于等于 3% 的石墨，铸态硬度大于 52HRC，淬火并回火后硬度为 58～65HRC 其他部位金相组织为索氏体（珠光体）＋菊花状、片状石墨＋少量分散分布的磷共晶及渗碳体，允许有少量铁素体，硬度为 248～321HBS

7　耐热铸铁

可以在高温使用，其抗氧化和抗生长性能符合使用要求的铸铁称为耐热铸铁。常用的有硅系耐热铸铁、铝系耐热铸铁、铬系耐热铸铁等。

我国制订了耐热铸铁标准《耐热铸铁件》(GB/T 9437—1988)。

7.1　耐热铸铁牌号

耐热铸铁按照铸铁中抗氧化元素的种类、数量及石墨形态分为 10 种牌号：RTCr、RTCr2、RTCr16、RTSi5、RQTSi4、RQTSi4Mo、RQTSi5、RQTAl4Si4、RQTA15Si5、RQTA122。

7.2　耐热铸铁技术要求

1）耐热铸铁，可采用任何适宜的熔炼方法进行熔炼，由供方决定，但必须达到 GB/T 9437—1988《耐热铸铁件》标准中规定的耐热铸铁牌号。

2）耐热铸铁的化学成分应符合表 6.1-66 的规定。

3）耐热铸铁的室温力学性能应符合表 6.1-67 的规定，短时高温抗拉性能可参考表 6.1-78。

4）硅系、铝硅系耐热球墨铸铁件一般应进行清除内应力的热处理，其他牌号如需方有要求时，消除内应力的热处理按订货条件进行。

5）耐热铸铁的金相组织，根据耐热铸铁的牌号参照 GB/T 9441—1988《球墨铸铁金相检验》和 GB/T 7216—1987《灰铸铁金相》的规定，由供需双方商定具体要求。对于硅系耐热铸铁，其基体组织应以铁素体为主。

6）在使用温度下，耐热铸铁的平均氧化增重速度不大于 0.5 g/（m^2·h），生长率不大于 0.2%。



表 4.1-66 耐热铸铁的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al
			≤				
RTCr	3.0~3.8	1.5~2.5	1.0	0.20	0.12	0.50~1.00	—
RTCr2	3.0~3.8	2.0~3.0	1.0	0.20	0.12	>1.00~2.00	—
RTCr16	1.6~2.4	1.5~2.2	1.0	0.10	0.05	15.00~18.00	—
RTSi5	2.4~3.2	4.5~5.5	0.8	0.20	0.12	0.50~1.00	—
RQTSi4	2.4~3.2	3.5~4.5	0.7	0.10	0.03	—	—
RQTSi4Mo	2.7~3.5	3.5~4.5	0.5	0.10	0.03	Mo0.3~0.7	—
RQTSi5	2.4~3.2	>4.5~5.5	0.7	0.10	0.03	—	—
RQTAl4Si4	2.5~3.0	3.5~4.5	0.5	0.10	0.02	—	4.0~5.0
RQTAl5Si5	2.3~2.8	>4.5~5.2	0.5	0.10	0.02	—	>5.0~5.8
RQTAl22	1.6~2.2	1.0~2.0	0.7	0.10	0.03	—	20.0~24.0

表 4.1-67 耐热铸铁的室温力学性能

牌 号	最小抗拉强度 σ_b/MPa	硬度 HBS
RTCr	200	189~288
RTCr2	150	207~288
RTCr16	340	400~450
RTSi5	140	160~270
RQTSi4	480	187~269
RQTSi4Mo	540	197~280
RQTSi5	370	228~302
RQTAl4Si4	250	285~341
RQTAl5Si5	200	302~363
RQTAl22	300	241~364

注：允许用热处理方法达到上述性能。

表 4.1-68 耐热铸铁的高温短时抗拉强度（供参考）

牌 号	下列温度时的抗拉强度/MPa				
	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
RTCr	225	144	—	—	—
RTCr2	243	166	—	—	—
RTCr16	—	—	—	144	88
RTSi5	—	—	41	27	—
RQTSi4	—	—	75	35	—
RQTSi4Mo	—	—	101	46	—
RQTSi5	—	—	67	30	—
RQTAl4Si4	—	—		82	32
RQTAl5Si5	—	—	—	167	75
RQTAl22	—	—		130	77

7.3 耐热铸铁适用范围

耐热铸铁具有以下主要特点：

1）耐热铸铁与其他耐热合金相比，成本最低廉，熔制较容易。

2）耐热铸铁具有良好的耐热性能及一定的室温和高温力学性能（见表 4.1-67 和表 4.1-68）。

3）硅系耐热铸铁，相对成本最低，且综合性能及铸造性能较好。RTSi5为中硅耐热铸铁，基体组织为铁素体，在铸铁表面形成致密的 SiO_2 氧化膜，片状石墨细小，力学性能较差，易引起脆性，在加热和冷却的条件下易产生开裂，但价格较低；RQTSi4和RQTSi5为中硅耐热球墨铸铁，在铸态下具有珠光体－铁素体的基体组织，在薄壁件中有形成白口倾向，经过两阶段的石墨化退火后得到铁素体基体组织，强度较高，不易产生开裂；RQTSi4Mo 为中硅含钼球墨铸铁，具有较高的综合力学性能，并能承受一定的载荷及温度的骤变。

4）铝系耐热铸铁中，RQTAl4Si4和RQTAl5Si5是用铝和硅两种合金元素进行合金化的耐热球墨铸铁，基体组织为共析体（ε+F）及少量铁素体＋片状、球状或蠕虫状石墨，其表面的氧化膜主要由 SiO_2 及 Al_2O_3 成分所组成，其耐热性比 RQTSi5 大为提高；RQTAl22 系高铝耐热球墨铸铁，基体组织为铁素体＋片状、球状或蠕虫状石墨，在铸铁表面能形成致密而厚实的氧化铝（Al_2O_3）膜，在 1 100℃高温下能抵御氧化，但常温力学性能较低。

5）铬系耐热铸铁也是常选用的耐热铸铁。RTCr 和 RTCr2 均属低铬耐热铸铁，其基体组织为片状石墨加珠光体及自由渗碳体，其力学性能和抗氧化性以及抗生长性能都好于普通灰铸铁；RTCr16 系高铬耐热铸铁，系铬合金马氏体白口铸铁，在铸铁的表面能形成致密的 Cr_2O_3 氧化膜，可防止高温氧化气体浸入铸铁内部，且在 900℃高温下仍有较高的抗磨性。

总之，耐热铸铁在耐热合金中，由于具有成本最低廉，容易熔制，并有良好的耐热性能和一定的常温与高温力学性能，因此常选用于要求工作温度在 500℃以上，1 100℃以下的铸件。

耐热铸铁的适用范围可参见表 4.1-69 和表 4.1-70。

表 4.1-69 耐热铸铁的适用范围之一

序 号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类 别	类 别	名 称	工作要求
1	轻纺机械	玻璃机械	剪料环、玻璃模具等	工作温度 550℃左右
			玻璃窑烟道闸门	工作温度 680℃以下



续表 4.1-69

序号	适用产品		典型零件（铸件）	
	类型	类别	名称	工作要求
2	机床	铸造机械	铸造用金属型等	工作温度 550℃左右
			烘干炉炉条等	工作温度 550℃左右
3	重型机械	冶金机械	高炉支梁式水箱	工作温度 550℃左右
			烧结机中后热筋板等	工作温度 700℃左右
			烧结机箅条等	工作温度 800℃左右
			焙烧机箅条等	工作温度 1 050℃左右
			化铝电阻炉坩埚等	工作温度 950℃以下
			粉末冶金用换热器等	工作温度 1 000℃以下
			ϕ2.5 m 罩式炉分流板	工作温度 750℃
			ϕ10 m 环形加热炉砂封槽	
			加热炉炉底板、炉子传送链构件等	工作温度 700～1 200℃
			电炉炉篦等	
		矿山机械	干燥机进料圈	工作温度 700℃
			烧结车挡板	工作温度 600℃
4	电力机械	电站锅炉	煤粉喷嘴	工作温度 800℃
5	石油化工机械	石油机械	加热炉中间管板	工作温度 700～800℃
			加热炉两端管板	工作温度 600℃
		化工机械	ϕ3.6 m 煤气发生炉保护套	工作温度 550℃
			煤粉喷嘴	工作温度 800～900℃
6	其他	取暖锅炉	炉条	工作温度 700℃
		煤气炉	炉内灰盒	工作温度 600℃以下
		热处理炉	渗碳罐	工作温度 1 000、1 100℃

表 4.1-70　耐热铸铁适用范围之二

牌号	适用范围	举例
RTCr	在空气炉气中，耐热温度到 550℃	炉条、高炉支梁式水箱、金属型、玻璃模等
RTCr2	在空气炉气中，耐热温度到 600℃	煤气炉内灰盆、矿山烧结车挡板等
RTCr16	在空气炉气中耐热温度到 900℃，在室温及高温下有抗磨性。耐硝酸腐蚀	退火罐、煤粉烧嘴、炉栅、水泥焙烧炉零件、化工机械零件等
RTSi5	在空气炉气中耐热温度到 700℃	炉条、煤粉烧嘴、锅炉用梳形定位板、换热器针状管、二硫化碳反应甑等
RQTSi4	在空气炉气中耐热温度到 650℃，其含硅上限时到 750℃。力学性能抗裂性较 RQTSi5 好	玻璃窑烟道闸门、玻璃引上机墙板、加热炉两端管架等
RQTSi4Mo	在空气炉气中耐热温度到 680℃，其含硅上限时到 780℃。高温力学性能较好	罩式退火炉导向器、烧结机中后热筛板、加热炉吊梁等
RQTSi5	在空气炉气中耐热温度到 800℃，其含硅上限时到 900℃	煤粉烧嘴、炉条、辐射管、烟道闸门、加热炉中间管架等
RQTAl4Si4	在空气炉气中耐热温度到 900℃	烧结机箅条、炉用件等
RQTAl5Si5	在空气炉气中耐热温度到 1 050℃	焙烧机箅条、炉用件等
RQTAl22	在空气炉气中耐热温度到 1 100℃，抗高温硫蚀性好	锅炉用侧密封块、链式加热炉炉爪、黄铁矿焙烧炉零件等



7.4 耐热铸铁选用技术

1）国家标准 GB/T 9437—1988《耐热铸铁件》只选用于砂型铸造或导热性与砂型相仿的铸型中浇成的耐热铸铁件，对于用其他铸型铸造的耐热铸铁件，其材质在力学性能上会有差别，应予以注意。

2）耐热铸铁只选用于工作在 1 100℃以下的耐热铸铁件。

3）选用耐热铸铁牌号时，应从工作温度要求以及生产条件和经济性等诸方面进行综合考虑。通常：

① 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 700℃以下的铸件，如果强度要求不高，并希望价格低廉，可选用牌号为 RTSi5 的中硅耐热铸铁。

② 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 650℃或 750℃以下的铸件，如果强度要求较高，并希望铸件不易产生开裂，可选用牌号为 RQTSi4 的中硅耐热球墨铸铁。

③ 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 800℃或 900℃以下的铸件，如果强度要求较高，并希望铸件不易产生开裂，可选用牌号为 RQTSi5 的中硅耐热球墨铸铁。

④ 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 680℃或 780℃以下的铸件，如果高温强度要求较好，并能承受一定的载荷及温度的急变，可选用牌号为 RQTSi4Mo 的含钼中硅耐热球墨铸铁。

⑤ 对于工作在空气炉气中，且工作温度可高达 900℃的铸件，由于耐热性要求高，可选用牌号为 RQTAl4Si4 的中铝耐热球墨铸铁。

⑥ 对于工作在空气炉气中，且工作温度可高达 1 050℃的铸件，由于耐热性要求更高，可选用牌号为 RQTAl5Si5 的中铝耐热球墨铸铁。

⑦ 对于工作在空气炉气中，且工作温度可高达 1 100℃的铸件，如果常温力学性能要求不高，但高温下能抵御氧化，可选用牌号为 RQTAl22 的高铝耐热球墨铸铁。

⑧ 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 550℃以下的铸件，并希望力学性能和抗氧化与抗生长都好于普通灰铸铁，则可选用牌号为 RTCr 的低铬耐热铸铁。

⑨ 对于工作在空气炉气中，且工作温度在 600℃以下的铸件，并希望力学性能和抗氧化与抗生长都好于普通灰铸铁，则可选用牌号为 RTCr2 的低铬耐热铸铁。

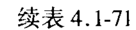
⑩ 对于工作在空气炉气中，且工作温度可高达 900℃的铸件，如果要求在室温及高温下仍有较高的抗磨性以及耐硝酸的腐蚀，可选用牌号为 RTCr16 的高铬耐热铸铁。

有关耐热铸铁的选用实例可参见表 4.1-71 和表 4.1-72。

表 4.1-71 耐热铸铁的选用实例之一

类别	名称	化学成分（质量分数）/%						金相特点（铸态）	耐热温度/℃	室温抗拉强度 σ_b/MPa	使用说明	选用实例
		C	Si	Mn	P	S	其他					
硅系耐热铸铁	中硅耐热铸铁 RTSi-5.5	2.2~3.0	5.0~6.0	<1.0	<0.2	<0.12	Cr0.5~0.9	铁素体或铁素体+珠光体（<20%）、细片状石墨	850	>100	用于空气及炉气介质，介质中有水蒸气时寿命降低、强度低、脆性大	锅炉炉栅、横梁换热器、节气阀
	中硅球铁	2.8~3.4	3.5~4.5	<0.7	<0.1	<0.03	Mg0.03~0.06 RE0.015~0.04	铁素体+球状石墨、珠光体<10%	600~750	>450	用于空气及炉气介质、介质中有水蒸气时、寿命降低	炼油厂加热炉砖架、火格子、大砣
	中硅球铁	2.6~3.5	4.5~5.5	<0.7	<0.1	<0.03	Mg0.035~0.065 RE0.015~0.04	铁素体+球状石墨、珠光体<10%	750~900	>350	w_{Si}<4.5时，能承受一定动载荷和温度急变 Si提高，则耐热性增加，其余性能下降 w_{Si}>5.5%裂碎倾向显著增加	炼油厂加热耐热件、锅炉燃烧烧嘴
	中硅球铁 RQTSi-5.5	2.4~3.0	5.0~6.0	<0.7	<0.1	<0.03	Mg0.04~0.07 RE0.015~0.035	铁素体+珠状石墨、珠光体<10%	900~950	>220		加热炉炉底板、化铝电阻炉坩埚
	中硅球铁	2.4~2.8	6.0~6.5	<0.7	<0.1	<0.03	Mg0.05~0.08 RE0.015~0.03	铁素体+球状石墨、珠光体<10%	950~1 000	>200		加热炉炉底板、化铝电阻炉坩埚
铝系耐热铸铁	中铝铸铁	2.5~3.0	1.6~2.3	0.6~0.8	<0.2	<0.03	Al5.5~7.0	铁素体+片石墨+珠光体+Fe_3AlC_x	700		用于空气及炉气介质，介质中有蒸气时，其耐热性优于硅系耐热铸铁。有良好的抗硫性能，但耐温急变性较差	加热炉炉底板、炉条
	高铝铸铁	1.2~2.0	1.3~2.0	0.6~0.8	<0.2	<0.03	Al20~24	铁素体+针状Al_4C_3+块状ε（Fe_3AlC_x）+片石墨	900~950	110~170		加热炉炉底板、化铝电阻炉坩埚
	高铝球铁	1.7~2.2	1.0~2.0	0.4~0.8	<0.2	<0.01	Al21~24	铁素体+薄针状碳化物+石墨	1 000~1 100	250~420		加热炉炉底板、渗碳罐、粉末冶金用换热器




续表 4.1-71

类别	名称	化学成分（质量分数）/%						金相特点（铸态）	耐热温度/℃	室温抗拉强度 σ_b/MPa	使用说明	选用实例
		C	Si	Mn	P	S	其他					
铝硅耐热铸铁	铝硅球铁	2.4～2.9	4.4～5.4	<0.5	<0.1	<0.02	Al4.0～5.0	铁素体+球状石墨	950～1 050	220～275	同上，有一定的耐温急变性	加热炉炉底板、渗碳罐、粉末冶金铁粉还原坩埚、换热器
铬耐热铸铁	低铬耐热铸铁 RTCr0.8	2.8～3.6	1.5～2.5	<1.0	<0.3	<0.12	Cr0.5～1.1	珠光体+渗碳体	600	>180	用于空气及炉气介质、能承受一定动载荷、耐温急变性较好、加工性良好	托架、炉排、风帽、煤气发生炉的闸门炉条
	低铬耐热铸铁 RTCr-1.5	2.8～3.6	1.7～2.7	<1.0	<0.3	<0.12	Cr1.2～1.9	珠光体+渗碳体	650	>150		油炉喷油嘴、熔烧炉的铁耙和耙齿
	高铬铸铁	0.5～1.0	0.5～1.3	0.5～0.8	≤0.1	≤0.08	Cr26～30	铁素体+碳化铁	1 000～1 100	380～410	在有水蒸气的情况，耐热性优于硅系铸铁，有优良的抗硫性能，不宜用于温度急变场合	加热炉炉底板、炉子传送链构件
	高铬铸铁	1.5～2.2	1.3～1.7	0.5～0.8	≤0.1	≤0.1	Cr32～36	铁素体+碳化物	1 100～1 200	300～430		加热炉炉底板、炉子传送链构件

表 4.1-72 耐热铸铁的选用实例之二

产品名称	零件（铸件）名称	备注
玻璃用剪料机	剪料环	尺寸：ϕ216 mm，为环形结构，主要壁厚 9 mm，铸件毛重 2 kg 化学成分（质量分数）(%)：C3.0～3.8，Si1.5～2.5，Mn≤1，P≤0.2，S≤0.12，Cr0.5～1.0 力学性能：抗拉强度 σ_b≥180 MPa，抗弯强度 σ_{bb}≥360 MPa
玻璃用制瓶机	夹钳	铸件为半弧形结构 化学成分（质量分数）(%)：C3.0～3.4，Si1.7～2.3，Mn<1.0，P<0.2，S<0.12，Cr0.6～0.9 力学性能：抗弯强度 σ_{bb}为 453 MPa，硬度为 247HBS
冶金用 ϕ2.5 m 罩式炉	分流板	尺寸：1 315 mm×1 000 mm×260 mm，为内腹多孔的扇形板状结构，铸件毛重 800 kg，主要壁厚 40 mm 化学成分（质量分数）(%)：C3.2～3.6，Si2.2～2.9，Mn0.6～0.8，P≤0.1，S≤0.1，Cr1.8～2.2，Cu1.4～1.8 工作温度 750℃，抗氧化速度≤0.5 g/(m²·h)，抗生长率≤0.2%，室温下抗拉强度 σ_b150 MPa，挠度 f 2.5 mm，硬度 207～285HBS
冶金用 ϕ10 m 环形加热炉	砂封槽	尺寸：1 380 mm×340 mm×200 mm，为槽形结构，铸件毛重 190 kg，平均壁厚 25 mm 化学成分（质量分数）(%)：C2.2～2.9，Si5.0～6.0，Mn0.2～0.4，P≤0.1，S≤0.08，RE0.025～0.055，Mg0.025～0.055 力学性能：常温下抗拉强度 σ_b>370 MPa，硬度 197～282HBS 耐热性能：抗氧化≤0.5 g/(m²·h)，抗生长<0.2% 金相组织：铁素体，球化 2 级
矿山用干燥机	进料圈	尺寸：1 200 mm×350 mm×220 mm，为壳形结构，铸件毛重 185 kg，主要壁厚 40 mm 化学成分（质量分数）(%)：C3.5～3.8，Si4.8～6.0，Mn<0.6，P≤0.08，S≤0.025，Mg0.025～0.055，RE0.025～0.055 铸件不承载荷 工作温度 700℃
电站锅炉	煤粉喷嘴	尺寸：ϕ178×78 mm，体积大，壁薄易碎裂，铸件毛重 220 kg，主要壁厚 12～16 mm 化学成分（质量分数）(%)：C2.4～3.0，Si4.6～5.5，Mn<0.7，P<0.1，S<0.03，Mg 微量，RE 微量 力学性能：室温抗拉强度 σ_b>370 MPa，硬度 228～302HBS 金相组织：铁素体 9%以上



续表 4.1-72

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
石油用加热炉	两端管板	尺寸：2 396 mm×1 100 mm×95 mm，为多孔长板形结构，铸件毛重 231 kg，主要壁厚 20 mm 化学成分（质量分数）（%）：C3.2～3.5，Si3.5～4.5，Mn<0.7，P<0.1，S<0.03，Mg0.03～0.06，RE0.015～0.040 耐热温度 600℃
	中间管板	尺寸：1 300 mm×940 mm×40 mm，为带孔的长板形结构，铸件毛重 173 kg，主要壁厚 20 mm 化学成分（质量分数）（%）：C2.5～3.0，Si4.5～5.5，Mn<0.7，P<0.1，S<0.03，Mg0.04～0.07，RE0.015～0.035 耐热温度 700～800℃
化工用 ϕ3.6 煤气发生炉	保护套	尺寸：ϕ1 060×790 mm，为圆筒形结构，铸件毛重 420 kg，主要壁厚 20 mm 化学成分（质量分数）（%）：C2.8～3.6，Si1.7～2.5，Mn0.5～0.8，P≤0.2，S≤0.2，Cr1.2～1.9
化工用二硫化碳设备	二硫化碳反应甑	尺寸：1 990 mm×750 mm×1 935 mm，是生产二硫化碳的关键设备，外部承受煤气燃烧火焰的高温氧化腐蚀，工作温度为 900℃，内部温度约为 800℃，并受硫蒸气及二硫化碳的高温腐蚀 材质为中硅耐热球墨铸铁，化学成分（质量分数）（%）：C3.1，Si4.8～5.3，Mn<0.3。金相组织为球状石墨＋铁素体基体 中硅耐热球墨铸铁反应甑的使用寿命为 6 个月以上，比中硅耐热铸铁（灰铸铁）提高 40%
加热炉	针状预热器	针状预热器装于加热炉的烟道内，针状管内通冷空气，烟气进入温度约为 800℃，而排出温度约为 400℃，内外温差较大，故要求材料有较好的抗氧化、抗生长及抗热疲劳性能 铸件材质为中硅耐热铸铁，化学成分（质量分数）（%）为 C2.6～3.0，Si5.0～6.5，Mn0.7～1.2，P<0.4，S<0.1，Cr0.5～1.1；金相组织为片状石墨＋铁素体＋少量珠光体
SZD 型工业锅炉	侧密封板	铸件位于燃烧室两侧，工作温度 1 000～1 100℃，要求材质具有很好的抗氧化和抗生长性能 铸件材料为高铝耐热球墨铸铁，化学成分（质量分数）（%）：C1.6～2.2，Si1.0～2.0，Mn<0.8，P<0.1，S<0.03，Al20～24，Mg 微量，RE 微量；金相组织为球状石墨和少量短片状石墨，铁素体基体及少量 Fe_3AlC_x 型碳化物 高铝耐热球墨铸铁侧密封板平均使用寿命为 1 年，而中硅耐热球墨铸铁的使用寿命仅为 3 个月左右

8　耐蚀铸铁

能耐化学、电化学腐蚀的铸铁称为耐蚀铸铁。常选用的有：高硅耐蚀铸铁、高镍耐蚀铸铁、高铬耐蚀铸铁、中、低合金耐蚀铸铁等。

8.1　高硅耐蚀铸铁及其选用

高硅耐蚀铸铁为硅含量（质量分数）为 10%～18%的耐蚀铸铁。

我国制订了高硅耐蚀铸铁标准《高硅耐蚀铸铁件》(GB/T 8491—1987)。

8.1.1　高硅耐蚀铸铁牌号

高硅耐蚀铸铁根据耐蚀元素的种类和数量分为 5 种牌号：STSi11Cu2CrRE、STSi15RE、STSi15Mo3RE、STSi15Cr4RE、STSi17RE。

8.1.2　高硅耐蚀铸铁技术要求

1）高硅耐蚀铸铁可采用任何适宜的熔炼方法进行熔炼，可采用任何适宜的铸造方法进行生产。

2）高硅耐蚀铸铁以化学成分作为验收依据，应符合表 4.1-73 的规定。

3）高硅耐蚀铸铁的力学性能一般不作为验收依据。如果需方有要求时，其力学性能应符合表 4.1-74 的规定。

4）消除内应力热处理，若需方无特殊要求时，可按标准 GB/T 8491—1987《高硅耐蚀铸铁件》中所规定的热处理规范进行。

表 4.1-73　高硅耐蚀铸铁的化学成分（质量分数）　　%

牌　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Cu	RE 残留量
	最大值		最大值	最大值	最大值				最大值
STSi11Cu2CrRE	1.20	10.00～12.00				0.60～0.80	—	1.80～2.20	
STSi15RE	1.00	14.25～15.75				—	—	—	
STSi15Mo3RE	0.90	14.25～15.75	0.50	0.10	0.10	—	3.00～4.00	—	0.10
STSi15Cr4RE	1.40	14.25～15.75				4.00～5.00	—	—	
STSi17RE	0.80	16.00～18.00				—	—	—	

表 4.1-74　高硅耐蚀铸铁的力学性能

牌　　号	抗弯强度 σ_{bb} /MPa ≥	挠度 f/mm ≥	硬度 HRC ≤
STSi11Cu2CrRE	190	0.80	42
STSi15RE	140	0.66	48
STSi15Mo3RE	130	0.66	48
STSi15Cr4RE	130	0.66	48
STSi17RE	130	0.66	48

8.1.3　高硅耐蚀铸铁选用

在耐蚀合金中，高硅耐蚀铸铁的成本最低廉，熔制较容易，而且还具有良好的耐蚀性能和一定的力学性能，因此已广泛选用于化工、石油、化纤、冶金、国防以及其他工业部门制造所需的耐蚀铸件。

(1) 选用高硅耐蚀铸铁时应注意

1) 高硅耐蚀铸铁实际上是一种硬而脆的材料，有一定的力学性能（见前表 4.1-74），但较低。其热导率小，线胀系数大，在铸造生产、运输和使用过程中容易因铸造应力、热应力、机械撞击等外力作用而产生裂纹和破损，因此不适宜选用于制造承受较大冲击载荷、交变负荷或温度突变的零部件。此外，高硅耐蚀铸铁的切削加工性能较差，普通高硅耐蚀铸铁件很难接受磨削以外的切削加工。所有这些，在一定程度上限制了高硅耐蚀铸铁的选用范围。

2) 高硅耐蚀铸件，通常是指 w（Si）= 10.00% ~ 18.00%的高硅铸铁，它在铸件表面形成以 SiO_2 为主要组成的氧化膜，对各种浓度、温度的硫酸、硝酸，室温的盐酸以及所有浓度、温度的氧化性混合酸、有机酸均有良好的耐腐蚀性。但并不是对所有的酸、碱、盐介质及其浓度和温度都耐腐蚀，比如：在氟氢酸、氟化物、卤素、碱、亚硫酸等介质中就不耐腐蚀；对还原性酸，即盐酸、草酸、蚁酸等的耐腐蚀性也较差。

(2) 在硫酸、硝酸、盐酸等介质中工作的铸件怎样选用普通高硅耐蚀铸铁

1) 在硫酸介质中工作铸件的选用　在硫酸溶液的沸点温度下，普通高硅耐蚀铸铁只耐浓度为 60%以上硫酸溶液的腐蚀（腐蚀速率为 0.025 mm/a）；对浓度为 30%左右的硫酸溶液是不耐蚀的（腐蚀速率为 0.482 mm/a）。普通高硅耐蚀铸铁在硫酸溶液中可选用的温度、浓度范围，列入图 4.1-3。图中曲线下方区域腐蚀速率小于 0.1 mm/a，为可选用范围。

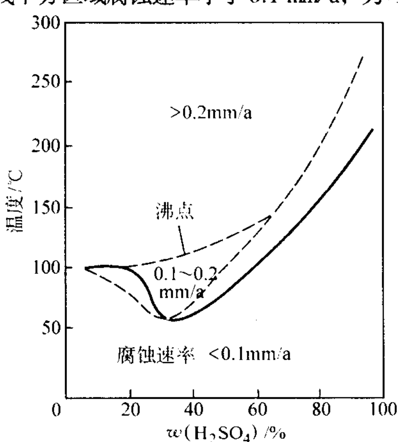


图 4.1-3　普通高硅耐蚀铸铁在硫酸中可选用的温度、质量分数浓度范围
（图中两条曲线是根据不同试验结果绘出的）

2) 在硝酸介质中工作铸件的选用　较浓的硝酸，即使在较高温度下也能使普通高硅耐蚀铸铁钝化而耐蚀；但是，热的稀硝酸反使普通高硅耐蚀铸铁腐蚀加快。通常，可以安全选用普通高硅耐蚀铸铁的硝酸温度与浓度范围，可参见图 4.1-4。

3) 在盐酸介质中工作铸件的选用　普通高硅耐蚀铸铁不能用在较浓的热盐酸中，可以安全选用的盐酸浓度、温度范围，可参见图 4.1-5。

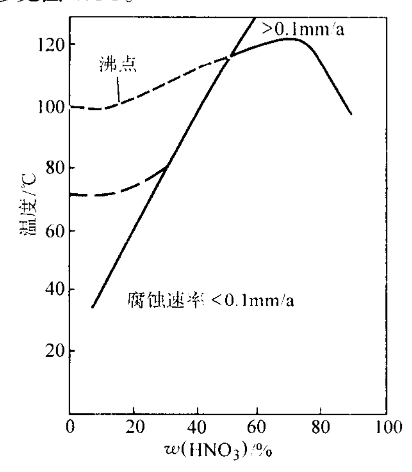


图 4.1-4　普通高硅耐蚀铸铁在硝酸中可选用的温度、质量分数浓度范围

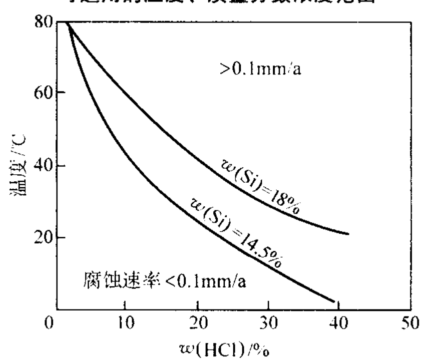


图 4.1-5　普通高硅耐蚀铸铁在盐酸中可选用的温度、质量分数浓度范围

(3) 各种耐蚀铸铁的选用

应从工作介质要求和材质特性以及生产条件和经济性等各方面进行综合考虑。

通常为：

1) 普通高硅耐蚀铸铁 STSi15RE 和 STSi17RE 的选用条件是无振动、温度一般应低于 80℃，且波动很小，压力小于 0.294 ~ 0.392 MPa 或微负压。现已广泛选用于生产硫酸及硝酸设备，化肥、纺织及炸药制造设备，污水处理设备，石油提炼设备，金属清理或酸洗中输送无机酸的设备，纸、饮料、油漆、颜料的加工过程设备，并可制成各种耐蚀离心泵、纳氏真空泵、旋塞、阀门、异形管和管接头、管道、文丘里管、旋风分离器、脱硝塔和漂白塔、浓缩炉和预洗机等。在浓硝酸生产中，做提馏塔使用时的硝酸温度高达 115 ~ 170℃，做浓硝酸离心泵所处理的硝酸质量分数高达 98%，做硫酸和硝酸混酸的换热器和填料塔的使用情况良好。此外，炼油生产中的汽油部分加热炉、三醋酸纤维生产中的醋酸醋酐蒸馏塔、苯蒸馏塔，冰醋酸生产和浓硫酸生产中的耐酸泵以及各种酸或盐溶液泵和旋塞等，均有用普通高硅耐蚀铸铁制造的。

2) 含钼的高硅耐蚀铸铁 STSi15Mo3RE 在热盐酸中的耐蚀性较好，可用于盐酸、硫酸、盐水及其他要求高耐蚀性材

料的环境。含钼的高硅耐蚀铸铁也叫抗氯铸铁，但强度低于STSi15RE，也更脆，因此其选用条件是：用其制造的零件，工作时各部位温差不要大于30℃，无动载荷、交变载荷和脉冲载荷。

3）含铜铬的高硅耐蚀铸铁STSi11Cu2CrRE，其强度和韧性比STSi15RE有所提高，对热硫酸的耐蚀性有所改善，可选用于温度低于50℃，浓度（质量分数）小于46%的硝酸；可选用于温度低于90℃，浓度（质量分数）为70%～80%的硫酸；可选用于温度160～205℃，苯磺酸加浓度（质量分数）为92.5%的硫酸；可选用于室温下被氯气饱和的硫酸（H_2SO_4）的浓度（质量分数）为（60%～70%）；可选用于温度为90～100℃的粗萘加浓度（质量分数）为92.5%的硫酸等介质。但是，含铜铬的高硅耐蚀铸铁在有急剧交变载荷、冲击载荷和温度突变的情况下，也是不可选用的。

4）含铬较高的高硅耐蚀铸铁STSi15Cr4RE，具有优良的耐电化学腐蚀性能，铬能提高高硅铸铁的钝化性和点蚀击穿电位。在外加电流的阴极保护系统中，含铬较高的高硅耐蚀铸铁STSi15Cr4RE被大量选用于作辅助阳极的铸件。

有关高硅耐蚀铸铁的选用实例可参见表4.1-75和表4.1-76。

表 4.1-75 高硅耐蚀铸铁的选用实例之一

牌 号	性能和适用范围	选 用 实 例
STSi11Cu2CrRE	具有较好的力学性能，可以用一般的机械加工方法进行生产。在浓度（质量分数）大于或等于10%的硫酸、浓度小于或等于46%的硝酸或由上述两种介质组成的混合酸、浓度大于或等于70%的硫酸加氯、苯、苯磺酸等介质中具有较稳定的耐蚀性能，但不允许有急剧的交变载荷、冲击载荷和温度突变	卧式离心机、潜水泵、阀门、旋塞、塔罐、冷却排水管、弯头等化工设备和零部件等
STSi15RE STSi17RE	在氧化性酸（例如：各种温度和浓度的硝酸、硫酸、铬酸等）各种有机酸和一系列盐溶液介质中都具有良好的耐蚀性，但在卤素的酸、盐溶液（如氢氟酸和氟化物等）和强碱溶液中不耐蚀。不允许有急剧的交变载荷，冲击载荷和温度突变	各种离心泵、阀类、旋塞、管道配件、塔罐、低压容器及各种非标准零部件
STSi15Mo3RE	在各种浓度和温度的硫酸、硝酸、盐酸中，在碱水溶液和盐水溶液中，当同一铸件上各部位的温差不大于30℃时，在没有动载荷、交变载荷和脉冲载荷上，具有特别高的耐腐蚀性能	
STSi15Cr4RE	具有优良的耐电化学腐蚀性能，并有改善抗氧化性条件的耐蚀性能。高硅铬铸铁中的铬可提高其钝化性和点蚀击穿电位，但不允许有急剧的交变载荷和温度突变	在外加电流的阴极保护系统中，大量用于制作辅助阳极铸件

表 4.1-76 高硅耐蚀铸铁的选用实例之二

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
150FDG25 型多级泵	中段壳体	铸件为环状结构，铸件毛重 80 kg，壁厚相差较大（16～32 mm） 化学成分（质量分数）（%）：C0.7～1.0，Si12.5～13.5，Cu4.0～6.0 力学性能：抗弯强度 $\sigma_{bb} \geq 206$ MPa，挠度 $f \geq 3$ mm，硬度 220～320HBS 金相组织：Si 的 α 固溶体 + 细片状石墨
50FBG30 型泵	叶轮	铸件为带叶片的涡壳形结构，铸件毛重 4 kg，叶片厚 3～8 mm，外壁平均厚 7 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.6～0.9，Si14.5～15.0，Cu5.0～7.0 力学性能：抗弯强度 $\sigma_{bb} \geq 177$ MPa，挠度 $f \geq 3$ mm，硬度 240～340HBS 金相组织：Si 的 α 固溶体 + 细片状石墨

8.2 高镍耐蚀铸铁及其选用

高镍耐蚀铸铁通常是指镍含量（质量分数）为13.5%～36%的耐蚀铸铁。

高镍耐蚀铸铁的金相组织为单一的奥氏体，基体上分布石墨和少量的碳化物，故又称奥氏体铸铁。如果按其石墨形态又可分成片状石墨奥氏体铸铁和球状石墨奥氏体铸铁两类。

高镍耐蚀铸铁的化学成分、力学性能和物理性能可参见本章第9节。

高镍耐蚀铸铁，如果变化镍含量，并常常附加少量铬、铜、钼、铌等合金元素，可适应不同腐蚀介质和使用条件的选用，在烧碱、盐卤、海水、海洋大气，还原性无机酸、脂肪酸等介质中均具有高的耐蚀性，因此已广泛选用于海水淡化、发电、化工、石油、食品、造纸、污水处理、汽车、船舶等许多工业部门，并常选用于制造耐碱泵、碱锅、输送含有固体颗粒的腐蚀溶液的泵、阀门等过流件。

1）在海水和污水方面的选用 在海水中，高镍耐蚀铸铁的耐蚀性显著优于普通铸铁、铸钢及常用不锈钢，与铜合金相当，抗缝隙腐蚀和孔蚀的能力比不锈钢好，因此常选用于制造海水泵、阀、螺旋桨等受海水冲刷的零件；在含泥砂的海水和含固体盐颗粒的盐水中，高镍耐蚀铸铁的抗磨耐蚀性能优于铜合金和普通不锈钢；在沿海油田、化工厂等使用的地下水往往含有较多的氯离子，以及工业、生活污水等，这些地下水和污水对普通铸铁和碳钢的腐蚀严重，但使用高镍耐蚀铸铁可获得良好的效果。

2）在碱溶液方面的选用 高镍耐蚀铸铁在碱性介质中很容易钝化，钝态电流密度很低，且随温度升高，腐蚀电位降低幅度不大。在电解法烧碱中，镍含量为30%的高镍耐蚀铸铁的耐蚀性是1Cr18Ni9Ti不锈钢的8～20倍；在苛性碱中，两者耐蚀性差别更大。温度越高，高镍耐蚀铸铁相对于不锈钢的耐碱腐蚀性能越优，因此镍含量为30%的高镍耐蚀铸铁常用于制造碱厂使用的泵和阀。应该指出，在高温熔融碱中，高镍耐蚀铸铁可能产生应力腐蚀开裂现象，例如大型碱锅的出锅泵。但是，高镍耐蚀球墨铸铁的碱脆倾向要低于高镍耐蚀灰铸铁，而且采用消除铸造应力的方法也可降低碱脆倾向。

3）在石油和硫化氢方面的选用 高镍耐蚀铸铁在硫化



氢腐蚀介质中表面能生成硫化物保护膜，阻止金属基体被进一步腐蚀。石油工业中的腐蚀主要是硫化氢的腐蚀，石油含硫高，腐蚀性大，因此高镍耐蚀铸铁在石油工业获得广泛选用。

4）在酸溶液方面的选用　在无机酸中，高镍耐蚀铸铁可选用于室温浓度（质量分数）为5%以下的脱气盐酸；可选用于50℃以下的，浓度（质量分数）不超过10%和浓度（质量分数）大于80%的脱气硫酸；在硝酸中，高镍耐蚀铸铁的耐蚀性很高；但在磷酸中，高镍耐蚀铸铁的耐蚀性并不好。在许多有机酸中，例如醋酸、脂肪酸、甲酸、草酸、乙二酸和油酸，高镍耐蚀铸铁的耐蚀性相当好。在氟硅酸、铬酸和柠檬酸中，高镍耐蚀铸铁的耐蚀性也较好。

5）在其他介质方面的选用　高镍耐蚀铸铁在造纸、化肥、食品等工业的大多数介质中都有很好的耐蚀性。在熔融锌中，高镍耐蚀铸铁的浸蚀速度是普通铸铁的1/7。在低温和高温热腐蚀条件下，高镍耐蚀铸铁也有很好的使用性能，$w_{Ni}=35\%$的高镍耐蚀铸铁主要选用于热冲击和高温热腐蚀环境。

8.3　高铬耐蚀铸铁及其选用

高铬耐蚀铸铁通常是指 $w_{Cr}=20\%\sim36\%$的耐蚀铸铁。

高铬耐蚀铸铁的金相组织为合金基体上较均匀分布着碳化物，基体可以是铁素体或奥氏体或铁素体＋奥氏体混合基体。

高铬耐蚀铸铁的化学成分和力学性能，可参见表4.1-77和表4.1-78。

表4.1-77　高铬耐蚀铸铁的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	Cu
Cr28	0.5～1.0	0.5～1.3	0.5～0.8	≤0.1	≤0.08	26～30	—	—	—
Cr34	1.5～2.2	1.3～1.7	0.5～0.8	≤0.1	≤0.1	32～36			
Cr22	0.87	1.55	0.26	0.048	0.026	22.13	2.07	—	1.66
Cr30Mo	0.9～1.1	2.13	0.50	—	—	29～32	1.7～2.2	0.30	0.03
ECR合金	0.5～2.5	0.5～3.5	0.5～1.5	≤0.08	≤0.05	21～35	0.5～3.0	5～12	1.0～3.5
Fonte30%Cr	0.39	1.9	—	—	—	30.8	1.9	0.29	0.12
Cr35Ni25	1.4～1.8	≤1.5	≤1.5	≤0.25	—	32～37	3～6	21～30	≤1

注：1. 表中所列前5种高铬耐蚀铸铁在我国工业生产中已有选用；表中的Cr28曾作为铸钢列在GB/T 2100—1980《不锈耐蚀铸钢技术条件》中，其实按其显微组织，仍应属于高铬耐蚀铸铁范畴；表中其余各牌号都是非标准牌号。ECR合金是近十几年研制出来的，并获得工业应用的专利合金；Cr35Ni25是1992年申请的美国专利合金。

2. 表中为一固定数值者皆为实测值。

表4.1-78　高铬耐蚀铸铁的力学性能

牌　号	抗拉强度 σ_b/MPa	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f_{600}/mm	硬度 HBS
Cr28	≥350	≥550	≥6	220～270
Cr34	≥400	≥500	≥5	250～320
Cr22	378	686	—	233
Cr30Mo	>320	—	—	250～380
ECR合金	500～750	—	—	250～370

注：与表4.1-77的注同。

高铬耐蚀铸铁在氧化性腐蚀介质中，其表面能生成一层很薄（约10 mm）且附着紧密的氧化膜，从而大大提高了高铬耐蚀铸铁的耐腐蚀性。此外，高铬耐蚀铸铁还属于白口铸铁，硬度较高，具有优异的抗固液两相流冲蚀磨损性能，其耐热性也很好。因此，高铬耐蚀铸铁对氧化性酸（尤其是硝酸）有良好的耐蚀性，也可选用于氧化态下的弱酸、许多盐溶液、有机酸溶液和一般的大气暴露条件下工作的零件，并常选用于受力不大的耐蚀铸件，例如耐酸泵的泵壳及叶轮等。通常：

1）高铬耐蚀铸铁对硝酸的耐蚀性极好，在室温下耐质量分数为95%以下的各种浓度硝酸的腐蚀；对于质量分数小于70%的硝酸，在沸点以下的所有温度条件下，其腐蚀率小于0.127 mm/a。但应指出，高铬耐蚀铸铁不宜选用于沸腾浓硝酸。

2）高铬耐蚀铸铁对79℃以下全含量亚硫酸、造纸工业中的亚硫酸盐废液、室温下的次氯酸漂白液、质量分数为5%以下的冷硫酸铝以及中性的或某些水解后产生酸性的盐类水溶液都是耐蚀的。高铬耐蚀铸铁也可选用于磷酸、硫酸铵、尿素、碳酸氢铵、温度不高的氢氧化钠和氢氧化钾等介质中。但应指出，高铬耐蚀铸铁不能选用于盐酸、氢氟酸、稀硫酸等还原性介质中。

3）牌号为Cr30Mo的高铬耐蚀铸铁，在磷酸和磷酸料浆中均有较好的耐酸性及抗磨蚀性能，常选用于制造磷酸和磷酸料浆泵、搅拌器等。但应指出，牌号为Cr30Mo的高铬耐蚀铸铁脆性较大，其铸件在加工、搬运和安装过程中必须加倍小心，防止碎裂。

4）牌号为ECR的高铬耐蚀铸铁，在海水、浓硫酸及纯碱工业的许多介质中均有很高的耐蚀性和耐磨蚀性，且有较高的力学性能，强韧性优于普通灰铸铁，常选用于制造在这些介质中使用的泵、阀、旋塞、管道、旋流器等。

5）牌号为Fonte30%Cr的高铬耐蚀铸铁，金相组织是铁素体基体上分布着共晶碳化物和二次碳化物，是很好的氧化铝料浆泵材料。

6）牌号为Cr35Ni25的高铬耐蚀铸铁，在硫酸、硝酸、磷酸、碱、硝铵等许多介质中都有很好的耐蚀性，常选用于强磨损腐蚀环境。

8.4　中、低合金耐蚀铸铁及其选用

8.4.1　中铝耐蚀铸铁及其选用

中铝耐蚀铸铁是指铝含量（质量分数）为3.5%～6.0%的铸铁。

为提高中铝耐蚀铸铁的抗磨损腐蚀性能，可加入质量分数为4%～6%的硅和0.5%～1.0%的铬。

中铝耐蚀铸铁的化学成分、力学性能和耐蚀性见表4.1-79。

中铝耐蚀铸铁可选用于制造输送联碱氨母液、氯化铵溶液、碳酸氢铵母液等腐蚀介质的泵、阀等。

8.4.2　低镍铬耐蚀铸铁及其选用

低镍铬耐蚀铸铁是指镍含量（质量分数）为2.0%～3.5%和铬含量（质量分数）为0.2%～1.0%的铸铁。

低镍铬耐蚀铸铁的化学成分和力学性能见表4.1-80。

低镍铬耐蚀铸铁主要选用于沿海的核电、火电、石油、化工等工业部门制造海水冷却系统的海水输送设备。



表 4.1-79　中铝耐蚀铸铁的化学成分、力学性能和耐蚀性

序号	化学成分（质量分数）/%	力学性能				介质条件			腐蚀速率 /mm·a⁻¹
		抗拉强度 σ_b/MPa	抗弯强度 $\sigma_{bb}^{①}$/MPa	挠度 $f_{150}^{①}$/mm	硬度 HRC	种类	浓度（质量分数）/%	温度 /℃	
1	C2.7～3.0 Si1.5～1.8 Mn0.6～0.8 P≤0.1 S≤0.1 Al4.0～6.0	180～210	360～440	2.0～4.0	≤20	联碱氨母液	20	40	0.074
						碳酸氢铵母液	—	常温	0.082
							—	50～60	0.086
2	C2.0～2.5 Si4.0～6.0 Mn0.3～0.8 P≤0.1 S≤0.1 Al4.0～6.0 Cr0.7～1.0	60～150	150～330	—	26～35	含结晶的碱类溶液	—	—	可用

① 支距取 150 mm 测定出抗弯强度和挠度值。

表 4.1-80　低镍铬耐蚀铸铁的化学成分和力学性能

序号	化学成分（质量分数）/%					力学性能	
	C	Si	Mn	Ni	Cr	抗拉强度 σ_b/MPa	硬度 HBS
1	3.0～3.3	1.3～2.0	0.5～1.0	2.0～2.5	0.4～0.6	360～380	—
2	3.2～3.4	0.9～1.4	0.5～0.8	1.5～2.0	0.6～1.0	240～280	200～240
3	3.0～3.2	2.0～2.2	0.6～0.9	3.0～3.5	0.2～0.4	300～350	240～260

8.4.3　低镍耐蚀铸铁及其选用

低镍耐蚀铸铁是指镍含量（质量分数）为 1.5%～5%的铸铁。

低镍耐蚀铸铁的化学成分（质量分数）(%) 为：C3.0～3.5，Si0.8～1.4，Mn0.3～0.5，Ni1.5～5.0，Zr0.5～2.0。

低镍耐蚀铸铁中由于加入了适量的锆，因而在碱、盐溶液及海水中具有很强的耐蚀性，很好的铸造性能和足够的导电性，是代替石墨电极，作为生产有机化合物的电解槽电极的理想材料。

8.4.4　低铜耐蚀铸铁及其选用

低铜耐蚀铸铁是指铜含量（质量分数）为 1.5%～3.5%的铸铁。

低铜耐蚀铸铁的化学成分见表 4.1-81。

低铜耐蚀铸铁中如果加入适量的锑、锡、镍、铬、钼、铝和稀土合金，可进一步改善其耐蚀性和力学性能。

低铜耐蚀铸铁主要选用于海洋大气、含有浓硫酸烟气的大气、海水和石油工业，代替普通灰铸铁。

加有锑的低铜耐蚀铸铁主要选用于近海的污染海水中使用。

加有锡和铬的低铜耐蚀铸铁主要选用于硫酸介质，在 0.5 mol/L 的硫酸中腐蚀速度低于普通灰铸铁。

加有锑、镍、铬、钼的低铜耐蚀铸铁主要选用于浓度（质量分数）为 80%～98%、温度为 80℃以下的热浓硫酸用泵，其耐腐蚀性显著高于普通灰铸铁。

加有锑、锡、铝和稀土的低铜耐蚀铸铁主要选用于制造浓硫酸泵，其使用寿命明显高于普通灰铸铁泵。

加有锑和铬的低铜耐蚀铸铁主要选用于质量分数为 10%的室温盐酸和质量分数为 1%的氧化乐果中的耐蚀零件；也选用于工作在 1/2 000 农药乐果中的滚子泵外圈，选用效果良好。

表 4.1-81　低铜耐蚀铸铁的化学成分（质量分数）　%

序号	C	Si	Mn	P	S	Cu	其他合金
1	3.4～3.5	1.65～2.0	0.7～0.8	0.37～0.42	0.04～0.05	1.5～2.0	Sb 0.4～0.5
2	3.2～3.8	3.3～4.5	0.5～1.5	—	—	1.5～3.5	Sb 0.1～0.25　Sn 0.008～0.2
3	2.6～3.4	1.3～2.6	0.5～1.0	≤0.1	≤0.1	1.2～2.0	Sb 0.1～0.4　Ni 0.1～0.6　Cr 0.1～0.5　Mo 0.1～0.5
4	3.3～3.6	1.2～1.5	0.6～0.9	<0.15	<0.12	适量	Sb、Sn、Al、ER 均适量
5	3.5	1.5	0.73	<0.11	<0.09	1.5	Sb 0.4～0.6　Cr 0.8

8.5　专用耐蚀铸铁及其选用

8.5.1　耐盐卤冲蚀用耐蚀铸铁及其选用

盐卤和海水虽然都含有 NaCl，但是盐卤的组成与海水不同，盐卤中含有 H_2S 为 80～300 mg/L，而海水中的 H_2S 含量极低，因此盐卤和海水对金属的腐蚀不尽相同。

耐盐卤冲蚀用耐蚀铸铁的化学成分、力学性能和金相组织见表 4.1-82。



含有铬、铜和钼的耐蚀铸铁主要选用于制造输盐泵，其使用寿命比普通灰铸铁提高2~6倍。

表 4.1-82 耐盐卤冲蚀用耐蚀铸铁的化学成分、力学性能和金相组织

序号	化学成分（质量分数）/%						力学性能					金相组织
	C	Si	Mn	P	S	其他合金	抗拉强度 σ_b/MPa	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f/mm	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	硬度	
1	2.8~3.1	2.6~3.0	1.1~1.6	≤0.1	≤0.08	Cr 0.98~1.37 Cu 0.8~1.2 Mo 0.2~0.4	—	450~520	2.7~3.2	—	34~37 HSC	索氏体+碳化物+石墨
2	3.2~3.6	2.4~3.0	≤0.6	—	—	Al 0.6~1.0 Cu 0.4~0.6 Ni 0.5~1.0 Sb 0.1~0.2	685	—	—	11	331 HBS	珠光体+珠状石墨

含有铝、铜、镍和锑的耐蚀铸铁主要选用于制造输送含盐粒、泥沙的盐水的盐卤泵，其使用寿命比普通灰铸铁提高4倍。

8.5.2 烧碱熔融锅用耐蚀铸铁及其选用

烧碱熔融锅用耐蚀铸铁通常含有镍和铬。

烧碱熔融锅用耐蚀铸铁的化学成分和力学性能以及耐蚀性能，见表4.1-83和表4.1-84。

含有镍和铬的耐蚀铸铁选用于制造烧碱生产中的固碱大锅，其耐蚀性优于普通灰铸铁和其他合金铸铁。

表 4.1-83 烧碱熔融锅用耐蚀铸铁的化学成分和力学性能

序号	化学成分（质量分数）/%								力学性能		
	C		Si	Mn	P	S	Cr	Ni	抗弯强度 σ_{bb}/MPa	挠度 f_{600}/mm	硬度 HBS
	总C	自由C									
1	3.2~3.5	0.5~0.8	1.2~1.5	0.5~0.8	0.15~0.30	≤1	0.6~0.8	0.8~1.0	314~373	8~9	200~230
2	3.2~3.6	0.5~0.8	1.5~2.0	0.4~0.8	0.15~0.30	≤1	0.4~0.8	0.35~0.50	314~373	8~9	210~260

表 4.1-84 烧碱熔融锅用耐蚀铸铁的耐蚀性能

介质及质量分数/%	温度/℃	腐蚀速率/mm·a^{-1}	
		序号1	序号2
NaOH, 20~25	20~50	0.1	0.1
NaOH, 50	100	1.0	1.0
KOH, 20	20	0.1	0.1
KOH, 50	50	0.1	1.0
KOH, 50	100	1~3	1~3
熔融 NaOH, 98	400	1.0	1~3
熔融 KOH, 98	550	1~3	10
熔融 KOH, 98	400	1.0	—
碱液①	110	1~3	1~3

① 组成/(g/L)：NaOH740，NaCl25，$NaHCO_3$5，$KClO_3$5.6。

9 奥氏体铸铁

奥氏体铸铁是一种高合金铸铁，主要通过合金元素使其金属基体在室温下呈现出奥氏体组织，其中碳主要以片状或者球状石墨存在，但也常常出现碳化物，尤其是在高铬的牌号中。常选用的有：奥氏体灰铸铁和奥氏体球墨铸铁。

奥氏体球墨铸铁的力学性能优于奥氏体灰铸铁。总的说来，奥氏体球墨铸铁与基本成分近似的奥氏体灰铸铁的差异，在于它们有更优越的耐热和耐蚀以及其他物理性能。

但在制造商和买主之间达成协议的条件下，可以提供马氏体的组织。

目前，我国尚未制订奥氏体铸铁国家标准。但是许多工业发达国家已制订了奥氏体铸铁国家标准，1973年国际标准化委员会也制订了《奥氏体铸铁》国际标准（ISO 2892：1973）。

以下重点介绍国际标准ISO2892：1973《奥氏体铸铁》。

9.1 奥氏体灰铸铁及其选用

9.1.1 奥氏体灰铸铁牌号

在国际标准《奥氏体铸铁》中，奥氏体灰铸铁根据化学成分和力学性能分为9种牌号：L-NiMn137、L-NiCuCr1562、L-NiCuCr1563、L-NiCr202、L-NiCr203、L-NiSiCr2053、L-NiCr303、L-NiSiCr3055、L-Ni35（注：具有与ISO/R945中I型相符的片状石墨显微组织的每种牌号都有头一个字母“L”来标明，在所有情况下紧跟在头一个字母的后面是化学元素符号和数字以表示合金的种类和它们的大致的名义含量）。

9.1.2 奥氏体灰铸铁技术要求

（1）制造方法

生产奥氏体灰铸铁的方法由制造商确定，制造商应保证达到买主合同所要求材质牌号在国际标准ISO 2892：1973《奥氏体铸铁》中规定的性能指标。如果买主有特殊要求时，应将其记录在经买主与制造商协商制定的订货单上。

（2）化学成分

1）奥氏体灰铸铁牌号的化学成分应符合表4.1-85的规定。

2）若无其他规定，在既不明显地改变显微组织又不会对性能产生不利影响的前提下，制造商可以允许有其他元素存在。如果需要表4.1-85所规定的某个元素含量超过指定的限量或者需要加别的元素（例如钼等），其允许的含量将由制造商和买主协商决定，并详细记载在订货单上。

表 4.1-85 奥氏体灰铸铁的化学成分（质量分数）

%

牌号	C≤	Si	Mn	Ni	Cr	Cu
L-NiMn137	3.0	1.5~3.0	6.0~7.0	12.0~14.0	≤0.2	≤0.5
L-NiCuCr1562	3.0	1.0~2.8	0.5~1.5	13.5~17.5	1.0~2.5	5.5~7.5
L-NiCuCr1563	3.0	1.0~2.8	0.5~1.5	13.5~17.5	2.5~3.5	5.5~7.5
L-NiCr202	3.0	1.0~2.8	0.5~1.5	18.0~22.0	1.0~2.5	≤0.5
L-NiCr203	3.0	1.0~2.8	0.5~1.5	18.0~22.0	2.5~3.5	≤0.5
L-NiSiCr2053	2.5	4.5~5.5	0.5~1.5	18.0~22.0	1.5~4.5	≤0.5
L-NiCr303	2.5	1.0~2.0	0.5~1.5	28.0~32.0	2.5~3.5	≤0.5
L-NiSiCr3055	2.5	5.0~6.0	0.5~1.5	29.0~32.0	4.5~5.5	≤0.5
L-Ni35	2.4	1.0~2.0	0.5~1.5	34.0~36.0	≤0.2	≤0.5



(3) 力学性能

1) 奥氏体灰铸铁牌号的力学性能应符合表 4.1-86 的规定。

表 4.1-86 奥氏体灰铸铁的力学性能

牌号	力学性能				
	抗拉强度① σ_b/MPa	抗压强度 σ_{bc}/MPa	断后伸长率 δ_5/%	弹性模量 E/GPa	布氏硬度 HBS
L-NiMn137	140 ~ 220	630 ~ 840	—	70 ~ 90	120 ~ 150
L-NiCuCr1562	170 ~ 210	700 ~ 840	2	85 ~ 105	140 ~ 200
L-NiCuCr1563	190 ~ 240	860 ~ 1 100	1 ~ 2	98 ~ 113	150 ~ 250
L-NiCr202	170 ~ 210	700 ~ 840	2 ~ 3	85 ~ 105	120 ~ 215
L-NiCr203	190 ~ 240	860 ~ 2 200	1 ~ 2	98 ~ 113	160 ~ 250
L-NiSiCr2053	190 ~ 280	860 ~ 1 100	2 ~ 3	110	140 ~ 250
L-NiCr303	190 ~ 240	700 ~ 910	1 ~ 3	98 ~ 113	120 ~ 215
L-NiSiCr3055	170 ~ 240	≥560	—	105	150 ~ 210
L-Ni35	120 ~ 180	560 ~ 700	1 ~ 3	74	120 ~ 140

① 所列的抗拉强度下限是必须到达的指标。

2) 如遇到需要有特殊的力学性能的场合，制造商与买方商定一致后签在订货合同中。

3) 其他一些要求，如需要在铸件上指定部位的力学性能，试样由铸件附铸铸出或从铸件上切取试样，都应通过制造商与买主之间协商决定，并详细记入订货单内。

(4) 物理性能

1) 奥氏体灰铸铁牌号的物理性能可见表 4.1-87，仅供参考。

2) 如遇到需要有特殊的物理性能的场合，制造商与买方商定一致后签在订货合同中。

(5) 供货状态

奥氏体灰铸铁是以铸态还是以热处理状态提供铸件，可由制造商自行决定，或者按买主要求，或按制造商与买主之间的合同决定。

9.1.3 奥氏体灰铸铁选用

奥氏体灰铸铁基本上是无磁的，同时也具有好的耐酸性、耐碱性、耐海水腐蚀性和耐热性。

有关奥氏体灰铸铁的选用可见表 4.1-88。

表 4.1-87 奥氏体灰铸铁的物理性能

牌号	物理性能					
	标称密度 /g·cm^{-3}	线胀系数（20 ~ 200℃）/10^{-6}K^{-1}	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	比热容 C/J·(g·K)$^{-1}$	电阻率/μΩ·m	相对磁导率（H = 8 kA/m 时）
L-NiMn137	7.3	17.7	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.4	1.02
L-NiCuCr1562	7.3	18.7	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.6	1.03
L-NiCuCr1563	7.3	18.7	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.1	1.05
L-NiCr202	7.3	18.7	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.4	1.04
L-NiCr203	7.3	18.7	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.2	1.04
L-NiSiCr2053	7.3	18.0	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.6	1.1
L-NiCr303	7.3	12.4	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	—	—
L-NiSiCr3055	7.3	14.6	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	1.6	>2
L-Ni35	7.3	5.0	37.7 ~ 41.9	0.46 ~ 0.50	—	—

表 4.1-88 奥氏体灰铸铁的选用

牌号	特性①	选用
L-NiMn137	无磁性	汽轮发电装置的压力罩，配电装置外壳，绝缘子法兰、接头、接线柱和导管等
L-NiCuCr1562	良好的耐蚀性，特别是在碱、稀酸、海水和盐溶液内。良好的耐热性、良好的减磨性能和高的热膨胀性。含铬量低时无磁性	泵类、阀类、炉子构件，衬套，轻金属活塞的活塞环托架等
L-NiCuCr1563	比牌号 L-NiCuCr1562 的耐蚀性好	
L-NiCr202	与 L-NiCuCr1563 类同，但更耐碱，有高的线胀系数	与 L-NiCuCr1562 类同，但更适合用于肥皂、粮食、人造丝和塑料工业部门的耐碱泵和苛性碱容器。适用于要求无铜的场合
L-NiCr203	与 L-NiCr202 类同，但有更好的耐腐蚀、耐热和抗生长性能	与 L-NiCr202 类同，但在高温条件下使用效果更好
L-NiSiCr2053	良好的耐蚀性（甚至对稀硫酸也有良好的耐蚀性）。比 L-NiCr202 和 L-NiCr203 有更高的耐热性。不适用于 500 ~ 600℃的温度范围	泵类构件，工业炉的阀门铸件等
L-NiCr303	可承受高达 800℃的高温及热振性，良好的耐高温腐蚀性能，在湿蒸气和盐浆液中有优异的抗蚀性。中等热膨胀	泵、阀、压力容器、管道配件、排气管及汽轮增压器外壳



续表 4.1-88

牌　号	特　性①	选　用
L-NiSiCr3055	特别耐腐蚀及耐热。中等热膨胀	泵类构件，工业炉的阀门类铸件等
L-Ni35	耐热冲击，低的热膨胀	要求尺寸稳定性好的零件（如机床），科学仪器，玻璃模具等

① 表列特性取决于化学成分。

9.2 奥氏体球墨铸铁及其选用

9.2.1 奥氏体球墨铸铁牌号

在国际标准《奥氏体铸铁》中，奥氏体球墨铸铁根据化学成分和力学性能分为 11 种牌号：S-NiMn137、S-NiCr202、S-NiCr203、S-NiSiCr2052、S-Ni22、S-NiMn234、S-NiCr301、S-NiCr303、S-NiSiCr3055、S-Ni35、S-NiCr353（注：具有与 ISO/R945 中Ⅴ型、Ⅵ相一致的球状石墨微观组织的各种牌号都用头一个字母“S”来标明，在所有情况下紧跟在头一个字母的后面是化学元素符号和数字以表示合金元素的种类和它们的大致的名义含量）。

9.2.2 奥氏体球墨铸铁技术要求

（1）制造方法

生产奥氏体球墨铸铁的方法由制造商确定，制造商应保证达到买主合同所要求材质牌号在国际标准 ISO 2892：1973《奥氏体铸铁》中规定的性能指标。如果买主有特殊要求时，应将其记录在经买主与制造商协商制定的订货单上。

（2）化学成分

1）奥氏体球墨铸铁牌号的化学成分应符合表 4.1-89 的规定。

2）若无其他规定，在既不明显地改变显微组织又不会对性能产生不利影响的前提下，制造商可以允许有其他元素存在。如果需要表 4.1-89 所规定的某个元素含量超过指定的限量或者需要加别的元素（例如钼等），其允许的含量将由制造商和买主协商决定，并详细记载在订货单上。

（3）力学性能

1）奥氏体球墨铸铁牌号的力学性能应符合表 4.1-90 的规定。表 4.1-91 列出了 S-NiMn234 奥氏体球墨铸铁在低温（-196℃）下的典型力学性能。

2）如果遇到需要有特殊的力学性能的场合，制造商与买方商定一致后签在订货合同中。

3）其他一些要求，例如需要在铸件上指定部位的力学性能，试样由铸件附铸铸出或从铸件上切取试样，都应通过制造商与买主之间协商决定，并详细记入订货单内。

表 4.1-89　奥氏体球墨铸铁的化学成分（质量分数） %

牌　号	C≤	Si	Mn	Ni	Cr	P≤	Cu≤
S-NiMn137	3.0	2.0~3.0	6.0~7.0	12.0~14.0	≤0.2	0.080	0.5
S-NiCr202	3.0	1.5~3.0	0.5~1.5	18.0~22.0	1.0~2.5	0.080	0.5
S-NiCr203	3.0	1.5~3.0	0.5~1.5	18.0~22.0	2.5~3.5	0.080	0.5
S-NiSiCr2052	3.0	4.5~5.5	0.5~1.5	18.0~22.0	1.0~2.5	0.080	0.5
S-Ni22	3.0	1.0~3.0	1.5~2.5	21.0~24.0	≤0.5	0.080	0.5
S-NiMn234	2.6	1.5~2.5	4.0~4.5	22.0~24.0	≤0.2	0.080	0.5
S-NiCr301	2.6	1.5~3.0	0.5~1.5	28.0~32.0	1.0~1.5	0.080	0.5
S-NiCr303	2.6	1.5~3.0	0.5~1.5	28.0~32.0	2.5~3.5	0.080	0.5
S-NiSiCr3055	2.6	5.0~6.0	0.5~1.5	28.0~32.0	4.5~5.5	0.080	0.5
S-Ni35	2.4	1.5~3.0	0.5~1.5	34.0~36.0	≤0.2	0.080	0.5
S-NiCr353	2.4	1.5~3.0	0.5~1.5	34.0~36.0	2.0~3.0	0.080	0.5

表 4.1-90　奥氏体球墨铸铁的力学性能

牌　号	力学性能					
	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	弹性模量 E/GPa	V形缺口（夏比）冲击吸收功/J	布氏硬度 HBS
S-NiMn137	390~460	210~260	15~25	140~150	15.0~27.5	130~170
S-NiCr202	370~470	210~250	7~20	112~130	13.5~27.5	140~200
S-NiCr203	390~490	210~260	7~15	112~133	12.0	150~255
S-NiSiCr2052	370~430	210~260	10~18	112~133	14.9	180~230
S-Ni22	370~440	170~250	20~40	85~112	20.0~33.0	130~170
S-NiMn234	440~470	210~240	25~45	120~140	24.0	150~180
S-NiCr301	370~440	210~270	13~18	112~130	17.0	130~190
S-NiCr303	370~470	210~260	7~18	92~105	8.5	140~200
S-NiSiCr3055	390~490	240~310	1~4	91	3.9~5.9	170~250
S-Ni35	370~410	210~240	20~40	112~140	20.5	130~180
S-NiCr353	370~440	210~290	7~10	112~123	7.0	140~190



表 4.1-91　S-NiMn234 奥氏体球墨铸铁在低温下（-196）的典型力学性能

温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	断后伸长率 δ/%	断（裂）面的收缩率 ψ/%	V形缺口（夏比）冲击吸收功/J
20	450	220	35	32	29
0	450	240	35	32	31
-50	460	260	38	35	32
-100	490	300	40	37	34
-150	530	350	38	35	33
-183	580	430	33	27	29
-196	620	450	27	25	27

（4）物理性能

1）奥氏体球墨铸铁牌号的物理性能可见表 4.1-92，仅供参考。

2）如果遇到需要有特殊的物理性能的场合，制造商与买方商定一致后签在订货合同中。

（5）供货状态

奥氏体球墨铸铁是以铸态还是以热处理状态提供铸件，可由制造商自行决定，或者按买者要求，或按制造商与买主之间的合同决定。

表 4.1-92　奥氏体球墨铸铁的物理性能

牌号	标称密度 /$g\cdot cm^{-3}$	线胀系数（20~200℃）$\alpha_1/10^{-6}K^{-1}$	热导率 λ /W·$(m\cdot K)^{-1}$	电阻率 /$\mu\Omega\cdot m$	相对磁导率（H = 8 kA/m 时）
S-NiMn137	7.3	18.2	12.6	1.0	1.02
S-NiCr202	7.4	18.7	12.6	1.0	1.04
S-NiCr203	7.4	18.7	12.6	1.0	1.05
S-NiSiCr2052	7.4	18.0	12.6	—	—
S-Ni22	7.4	18.4	12.6	1.0	1.02
S-NiMn234	7.4	14.7	12.6	—	—
S-NiCr301	7.4	12.6	12.6	—	—
S-NiCr303	7.4	12.6	12.6	—	—
S-NiSiCr3055	7.4	14.4	12.6	—	—
S-Ni35	7.6	5	12.6	—	—
S-NiCr353	7.6	5	12.6	—	—

9.2.3　奥氏体球墨铸铁选用

奥氏体球墨铸铁基本上是无磁的，同时还具有比基本成分近似的奥氏体灰铸铁的耐酸性、耐碱性、耐海水腐蚀性和耐热性更好。

有关奥氏体球墨铸铁的选用可参见表 4.1-93。

表 4.1-93　奥氏体球墨铸铁的选用

牌　　号	特　　性[①]	选　　用
S-NiMn137	无磁性	汽轮发电机组的压力罩，配电装置的外壳，绝缘子法兰、接头、接线柱和导管等
S-NiCr202	在成分、耐蚀和耐热性方面类似于 L-NiCr202	泵类、阀类、压缩机、衬套、汽轮式增压器体壳、排气管等
S-NiCr203	与 S-NiCr202 类同，但有更好的耐蚀和耐热性	
S-NiSiCr2052	良好的耐蚀性（即使对于稀硫酸也有良好的耐蚀性）。良好的耐热性。不适用于温度为 500~600℃的场合	泵类构件、承受高机械应力的工业炉的阀类铸件等
S-Ni22	线胀系数大，比 S-NiCr202 的耐蚀性和耐热性低一些。温度降至 -100℃时仍有良好的抗冲击性能。无磁性	泵类、阀类、压缩机、衬套、汽轮增压器体壳、排气管等
S-NiMn234	温度降低至 -196℃时，仍保持良好的抗冲击性能，无磁性	用于温度低于 -196℃时的冷冻工程用铸件等
S-NiCr301	与 S-NiCr303 类同，有良好的承载能力	泵类、锅炉、过滤器零件、排气管、阀类、汽轮增压器体壳等
S-NiCr303	与 L-NiCr303 类同	泵类、锅炉、阀类、过滤器零件、排气管和汽轮增压器体壳等
S-NiSiCr3055	性能与 L-NiCr303 类同	泵类构件、阀类及承受高机械应力的工业炉用铸件等
S-Ni35	与 L-Ni35 类同，有较低的线胀系数，但比 L-Ni35 更耐热冲击	要求尺寸稳定性好的零件（如机床），科学仪器和玻璃模具等
S-NiCr353	与 S-Ni35 类同	燃气透平的体壳零件和玻璃模具等

① 表列性能取决于其化学成分。除 S-NiMn137 以外的所有牌号，加入质量分数为 1%的 Mo 都能改善其抗蠕变性能。

编写：陈　琦（沈阳铸造研究所）
彭兆弟（沈阳铸造研究所）



第 2 章　铸　　钢

铸钢是在凝固过程中不经历共晶转变，用于生产铸钢件的铁基合金总称。

在我国乃至世界铸件生产中，选用铸钢制造的铸钢件约占整个铸件生产的 14%左右。

在本章中，所涉及的铸钢主要有：铸造碳钢，铸造中、低合金钢，铸造中、高强度不锈钢，铸造耐磨钢，铸造耐热钢和合金、铸造耐蚀钢和合金，特殊用途铸钢和专业常用铸钢等。

1　铸造碳钢

以碳为主要合金元素并含有少量其他元素的铸钢称为铸造碳钢。根据碳含量的高低可分为低碳钢、中碳钢和高碳钢。

我国制订了铸造碳钢标准 GB/T 11352—1989《一般工程用铸造碳钢件》。

1.1　铸造碳钢牌号

铸造碳钢根据单铸试块的屈服强度和抗拉强度分为 5 种牌号：ZG200-400、ZG230-450、ZG270-500、ZG310-570、ZG340-640。

1.2　铸造碳钢技术要求

1）铸造碳钢的制造，除另有规定外，炼钢方法和铸造工艺由供方自行决定。

2）铸造碳钢牌号的化学成分应符合表 4.2-1 的规定。

3）铸造碳钢牌号的力学性能应符合表 4.2-2 的规定，其中断面收缩率和冲击韧度如果需方无要求时，由供方选择其一。

表 4.2-1　铸造碳钢的化学成分（质量分数）%

<table>
<tr><th rowspan="3">牌　　号</th><th colspan="10">元素最高含量</th></tr>
<tr><th rowspan="2">C</th><th rowspan="2">Si</th><th rowspan="2">Mn</th><th rowspan="2">S</th><th rowspan="2">P</th><th colspan="5">残余元素</th></tr>
<tr><th>Ni</th><th>Cr</th><th>Cu</th><th>Mo</th><th>V</th></tr>
<tr><td>ZG200 – 400</td><td>0.20</td><td rowspan="3">0.50</td><td>0.80</td><td rowspan="5">0.04</td><td rowspan="5">0.04</td><td rowspan="5">0.30</td><td rowspan="5">0.35</td><td rowspan="5">0.30</td><td rowspan="5">0.20</td><td rowspan="5">0.05</td></tr>
<tr><td>ZG230 – 450</td><td>0.30</td><td rowspan="4">0.90</td></tr>
<tr><td>ZG270 – 500</td><td>0.40</td></tr>
<tr><td>ZG310 – 570</td><td>0.50</td><td rowspan="2">0.60</td></tr>
<tr><td>ZG340 – 640</td><td>0.60</td></tr>
</table>

注：1. 对上限减少 0.01% 的碳，允许增加 0.04% 的锰。对 ZG200 – 400 的锰最高至 1.00%，其余 4 个牌号锰高至 1.20%。
2. 残余元素总量不超过 1.00%，如果需方无要求，残余元素可不进行分析。
3. 当使用酸性炉生产铸件时，S、P 含量由供需双方商定。

4）铸造碳钢的热处理，除另有规定外，热处理工艺由供方自行决定。常用的热处理工艺为下列之一：①退火：加热超过 A_{c3} 炉冷；②正火：加热超过 A_{c3} 空冷；③正火 + 回火：加热超过 A_{c3} 空冷 + 加热低于 A_{c1}；④淬火 + 回火：加热超过 A_{c3} 快速冷却 + 加热低于 A_{c1}。

铸件冷却到相变温度范围以下方可进行热处理，热处理炉温应进行有效地控制。

表 4.2-2　铸造碳钢的力学性能

牌号	最　小　值					
	屈服强度 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	根据合同选择		
				收缩率 ψ /%	冲击韧性	
					A_{KV} /J	a_K /J·cm^{-2}
ZG200 – 400	200	400	25	40	30	6.0
ZG230 – 450	230	450	22	32	25	4.5
ZG270 – 500	270	500	18	25	22	3.5
ZG310 – 570	310	570	15	21	15	3
ZG340 – 640	340	640	10	18	10	2

注：1. 表中 A_{KV} 为冲击吸收功（V 型）；a_k 为冲击韧度（U 型）。
2. 表中所列的各牌号性能，适用于厚度为 100 mm 以下的铸件。当铸件厚度超过 100 mm 时，表中规定的 $\sigma_{0.2}$ 屈服强度仅供设计使用。

1.3　铸造碳钢适用范围

铸造碳钢具有以下主要特点：

1）铸造碳钢具有比铸铁更高的强度（抗拉强度 σ_b 可达 640 MPa）和更高的韧性（冲击韧度 a_k 可达 6.0 J/cm^2），并且还可以通过不同的热处理在相当宽的范围内调整其力学性能。

2）铸造碳钢通常依据碳含量（质量分数）分为低碳钢（碳含量 < 0.25%）、中碳钢（碳含量为 0.25% ~ 0.60%）和高碳钢（碳含量为 0.60% ~ 2.00%）。一般情况下，随着碳的质量分数的增加，强度依次增高，而韧性和焊接性能下降。

3）铸造碳钢件均存在不同程度的截面效应，随着截面尺寸的增加，心部的力学性能也不断下降，不同成分不同组织的钢，其性能下降的程度有所不同。研究表明，粗大的晶粒和热处理工艺对性能影响最为显著，而疏松度、夹杂物和偏析的影响较小。

因此，虽然铸造碳钢的吸振性、耐磨性、流动性和铸造性能都较铸铁差，成本也较铸铁高，但是由于铸造碳钢具有比铸铁高的力学性能，所以工程上一切承受高拉伸力或动载荷的零件，通常都优先选用一般工程用铸造碳钢，并且已广泛用于交通运输船舶和车辆、建筑机械和工程机械、电站设备、矿山机械及冶金设备、石油和化工设备、航空及航天设备等许多方面。

铸造碳钢的适用范围可参见表 4.2-3 和表 4.2-4。

1.4　铸造碳钢选用技术

1）国家标准 GB/T 11352—1989《一般工程用铸造碳钢件》只选用于砂型铸造或导热性与砂型相当铸型铸造的一般工程用铸造碳钢件，对于用其他铸型铸造的一般工程用铸造碳钢件，其材质在力学性能上会有差别，应予以注意。

2）铸造碳钢的力学性能数据一般都是从单铸试块上获得。由于铸造碳钢的组织和力学性能受凝固区间和共析相变区间冷却速度的影响很大，故从试块加工成的试棒上测得的性能并不完全能代表形状、壁厚与试棒不同的实际铸件的性



表 4.2-3 铸造碳钢的适用范围之一

序号	适用产品		适用程度	
	类别	类型	主要	次要
1	通用机械	中高压泵	√	
		中高压阀	√	
		液压件		√
		减速机		√
		大型风机	√	
		压缩机		√
		制冷机		√
		空分制氧机	√	
2	机床	车床		√
		铣床		√
		刨床		√
		磨床		√
		钻床		√
		镗床		√
		齿轮加工机床		√
		仪表机床		√
		冲压设备		√
		锻压设备		√
		铸造设备		√
3	轻纺机械	造纸机械		√
		印刷机械		√
		橡胶机械		√
		塑料机械		√
		陶瓷机械		√
		玻璃机械		√
		食品机械		√
		制糖机械	√	
		纺织机械		√
		缝纫机		√
		衡器		√
4	重型机械	冶金机械	√	
		矿山机械	√	
		煤矿机械		√
		起重机械	√	
		运输机械	√	
		工程机械	√	
		建材机械	√	
4	重型机械	水工机械	√	
5	电力机械	发电机		√
		汽轮机	√	
		水轮机（中小型）		√
		（大型）	√	
		电站锅炉	√	
		电动机		√
		电力电器		√
		线路器材		√
6	石油化工机械	石油机械	√	
		化工机械	√	
7	农业机械	拖拉机		√
		手扶拖拉机		√
		收获机械		√
8	汽车	重型载重汽车		√
		中型载重汽车		√
		小汽车		√
		汽车发动机		√
9	铁路车辆	铁路内燃机车	√	
		铁路电力机车	√	
		铁路蒸汽机车	√	
		铁路客货车	√	
10	船舶机械	船用机械		√
		港用机械	√	
11	内燃机	大中型柴油机		√
		小型柴油机		√
		汽油机		√
12	兵器	常规武器	√	
		特种武器	√	
13	其他	五金工具		√
		家用电器		√
		生活用品		√
		运动器械		√
		艺术品		√
		装饰器		√
		水暖器材		√
		消防器材		√

表 4.2-4 铸造碳钢的适用范围之二

牌 号	性 能 特 点	适 用 范 围
ZG200 - 400	低碳铸钢，强度和硬度相对较低（但比铸铁高），韧性和塑性好，低温冲击韧性高，脆性转变温度低，导电、电磁性能，焊接性能良好，但铸造性能差	用于受力不大，要求冲击韧性的各种机械零件，例如机座、变速箱壳、连杆座等
ZG230 - 450		用于受力不大，要求冲击韧性的各种机械零件，例如砧座、轴承盖、外壳、犁柱、阀体、配重块等
ZG270 - 500	中碳铸钢，强度和硬度较高，有一定韧性和塑性，切削加工性良好，焊接性尚可，铸造性能比低碳铸钢好	用于承受一定载荷，具有一定耐磨要求的各种机械零件，例如轧钢机机架、轴承座、连杆、箱体、横梁、曲拐、缸体等
ZG310 - 570		用于载荷较高的耐磨零件，例如辊子、缸体、制动轮、大齿轮、链结、铰座杆、支承座、摇臂壳等
ZG340 - 640	高碳铸钢，强度、硬度和耐磨性均高，但韧性、塑性低，铸造性能差，裂纹敏感性大	用于载荷高的耐磨零件，例如轧辊、齿轮、车轮、棘轮、叉头等



能，而仅能代表在约定的条件下所浇铸造碳钢的组织和力学性能。铸造碳钢牌号的力学性能，只适应于厚度为100 mm以下的铸造碳钢件，因此对于厚度超过100 mm或有特殊要求的铸造碳钢件可按关键部位壁厚，选用冷却速度与其相近的单铸试块或附铸试块来测定其铸造碳钢性能。

3）用铸造方法成型的铸件，由于生产工序繁多，影响铸件力学性能的因素也多，而且有些影响因素还难于稳定地予以控制，这就造成了铸件力学性能的波动范围较大，在设计铸件选用铸造碳钢牌号时应将这一问题考虑在安全系数中，铸造碳钢的安全系数可参见表4.2-5。

表4.2-5　铸造碳钢的安全系数

静载荷	动载荷		
	脉动载荷	交变载荷	冲击载荷
4	6	8	12

4）选用铸造碳钢牌号时，应综合考虑铸件的各方面性能需要，以及制造工艺、生产条件和经济性。通常：

① 对于要求有较好韧性、良好焊接性能、有磁导率要求以及需经渗碳处理的铸件，可选用牌号为ZG200－400和ZG230－450的铸造低碳钢。

② 对于要求有较高强度和一定耐磨性要求，且切削加工性希望良好的铸件，可选用牌号为ZG270－500和ZG310－570的铸造中碳钢。

③ 对于要求有高硬度、高耐磨性和高刚性的铸件，可选用牌号为ZG340－640的铸造高碳钢。

5）选用铸造碳钢时还应注意

① 对于工程上要求有高强度、高韧性的铸焊结构件，为了确保其施焊方便和结构件的可靠性，通常不宜选用一般工程用铸造碳钢，而应选用焊接结构用碳素铸钢（见本章7.4）。

② 需经渗碳处理的铸件不能选用铸造高碳钢，而应选用铸造低碳钢。

有关铸造碳钢的选用实例可参见表4.2-6。

表4.2-6　铸造碳钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
1）铸造碳钢ZG200－400		
石油用修井机	连杆座	尺寸：280 mm×280 mm×200 mm，为直角形结构，毛坯重28.57 kg，主要壁厚35 mm 化学成分（%）：C0.22～0.32，Si0.2～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b465 MPa，硬度138HBS
石油机械	支座、圆螺母、固定螺母、座、耳环、轴承座、球座、固定座等	
矿山机械	机座、锤砧、箱体、垫铁等	含碳0.2%～0.3% 热处理规范：890～910℃正火，600～620℃回火
起重机	一般铸钢件	化学成分（质量分数）（%）：C0.2，Si0.5，Mn0.8，P0.04，S0.04 热处理：1）截面尺寸小于100 mm的铸造碳钢毛坯件，形状简单的采用正火工艺；2）截面尺寸大于100～300 mm的铸造碳钢毛坯件，采用正火加回火工艺，热处理后硬度为147～186HBS
铁路客货车车辆	一般铸钢件	化学成分（质量分数）（%）：C 0.12～0.20，Mn 0.35～0.65，Si 0.17～0.37
2）铸造碳钢ZG230－450		
LR1250型履带式起重机	配重块	尺寸：1 504 mm×1 360 mm×440 mm，铸件毛重5 076 kg，质量偏差±3% 化学成分（质量分数）（%）：C0.20～0.30，Si0.17～0.37，Mn0.50～0.80，P≤0.035，S≤0.035 力学性能：经退火后，抗拉强度 σ_b480 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$260 MPa，伸长率 $\sigma_5$25%
起重机	一般铸钢件	化学成分（质量分数）（%）：C0.3，Si0.5，Mn0.9，P0.04，S0.04 热处理：1）截面尺寸小于100 mm的铸造碳钢毛坯件，形状简单的采用正火工艺；2）截面尺寸大于100～300 mm的铸造碳钢毛坯件，采用正火加回火工艺，热处理后硬度为131～156HBS
铁路用牵引电动机	机座	尺寸：1 280 mm×1 230 mm×1 060 mm，铸件质量1 740 kg，壁厚差1:5 化学成分（质量分数）（%）：C≤0.3，Si≤0.5，Mn≤0.8，P≤0.04，S≤0.04 金相组织：正火退火后为网状分布的珠光体及集中于网格间的细晶粒铁素体，晶粒度为5～8级 力学性能：正火退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$284 MPa，抗拉强度 σ_b489 MPa，伸长率 $\delta_5$27.6%，断面收缩率 ψ454%
铁路电力机车	端盖	
铁路蒸汽机车	主车架	质量6 900 kg 力学性能：退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$230 MPa，抗拉强度 δ_b450 MPa，伸长率 δ22%，断面收缩率 ψ32%，冲击韧度 a_K44 J/cm^2

续表 4.2-6

<table>
<tr><th>产品名称</th><th>零件（铸件）名称</th><th>备 注</th></tr>
<tr><td rowspan="2">12.5万千瓦汽轮机</td><td>排气缸上、下部</td><td>尺寸：1 880 mm×1 490 mm×3 270 mm，壁厚50 mm，法兰、搭子最厚为150 mm，铸件毛重上部为8 250 kg，下部为6 210 kg，为体大、壁薄结构
热处理：粗加工前为正火＋回火，粗加工后为回火处理
力学性能：抗拉强度 σ_b　屈服点 σ_s　伸长率 δ　断面收缩率 ψ　硬度
上部　593 MPa　366 MPa　26.8%　70.6%　163HBS
下部　495 MPa　283 MPa　30%　58.3%　141HBS</td></tr>
<tr><td>汽缸、轴承盖等</td><td></td></tr>
<tr><td>D3.6汽轮机</td><td>汽缸下半部</td><td>铸件质量4 300 kg
热处理：退火
力学性能：退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$265 MPa，抗拉强度 σ_b480 MPa，伸长率 δ26.4%，断面收缩率45%，冲击韧度 a_K40～46 J/cm²，硬度134～137HBS</td></tr>
<tr><td>船用机械</td><td>船用锚</td><td>尺寸：1 550 mm×1 200 mm×992 mm，铸件质量2 100 kg，锚爪表面不得有裂缝、孔穴等缺陷，需作4 m高堕重试验，不得有裂纹或折断
热处理：退火处理</td></tr>
<tr><td colspan="3">3）铸造碳钢ZG270－500</td></tr>
<tr><td>制氧机</td><td>十字头体</td><td>铸件质量150 kg
力学性能：正火回火后，抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服点 $\sigma_s \geq 275$ MPa，伸长率 δ18%，断面收缩率 $\psi \geq 25\%$，冲击韧度 $a_K \geq 35$ J/cm²</td></tr>
<tr><td rowspan="2">矿山机械</td><td>大链轮</td><td>铸件质量80.3 kg
热处理：调质＋表面淬火
力学性能：调质硬度207～241HBS，表面淬火硬度35～40 HRC</td></tr>
<tr><td>飞轮、机架、锤体等</td><td>w_C＝0.3%～0.4%
热处理：850～870℃正火，600～620℃回火</td></tr>
<tr><td>水压机</td><td>工作缸等</td><td>w_C＝0.3%～0.4%
热处理：850～870℃正火，600～620℃回火</td></tr>
<tr><td rowspan="3">起重机</td><td>吊车车轮和制动轮</td><td>化学成分（质量分数）（%）：C0.4，Si0.5，Mn0.9，P0.04，S0.04
热处理：退火工艺
力学性能：退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，硬度170～229HBS</td></tr>
<tr><td>减速机齿轮和吊车齿轮、联轴器</td><td>化学成分（质量分数）（%）：C0.4，Si0.5，Mn0.9，P0.04，S0.04
热处理：退火工艺
力学性能：退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，硬度170～210HBS</td></tr>
<tr><td>车轮</td><td>化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P<0.05，S<0.05
预备热处理：正火＋高温回火
粗加工后热处理：淬火＋回火
车轮热处理后的工作面硬度和淬硬层深度见下表：
<table>
<tr><th>车轮直径/mm</th><th>工作面硬度HBS</th><th>淬硬层深度≥/mm</th><th>淬硬层深度处的硬度≥HBS</th></tr>
<tr><td>≤400</td><td rowspan="2">300～380</td><td>15</td><td rowspan="2">260</td></tr>
<tr><td>>400</td><td>20</td></tr>
</table></td></tr>
<tr><td rowspan="2">煤矿用2.5 t防爆电机车</td><td>托架</td><td>尺寸：185 mm×88 mm×97 mm，为双层板状件，主要壁厚10 mm左右，铸件毛重12.5 kg
化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05
热处理：时效处理
力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度≥147HBS</td></tr>
<tr><td>右旋叉子</td><td>尺寸：45 mm×40 mm×166 mm，为双板状叉形结构，主要壁厚10 mm，铸件毛重1.2 kg
化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05
热处理：时效处理
力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度≥147HBS</td></tr>
</table>



续表 4.2-6

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
煤矿用 2.5 t 防爆电机车	联轴节	尺寸：ϕ168×100 mm，为板轮状有 3 个凸台，最大壁厚 50 mm，最薄壁厚 10 mm，铸件毛重 4.6 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42；Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 热处理：时效处理 力学性能：抗拉强度 σ_b≥500 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥270 MPa，硬度≥147HBS
	机架等	
煤矿用运输机械	杆件、夹具件等	
煤矿用 GYTS 型运载机	夹钳外壳	尺寸：82 mm×74 mm，为薄壁壳形件，主要壁厚 5 mm，属小型铸钢件 化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥270 MPa，抗拉强度 σ_b≥500 MPa，硬度≥147HBS
	阻尼链片	尺寸：140 mm×80 mm×10 mm，为双层薄板件，主要壁厚 10 mm，铸件毛重 0.5 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥270 MPa，抗拉强度 σ_b≥500 MPa，硬度≥147HBS
采煤机械	摇臂壳	尺寸：2 928 mm×270 mm×600 mm，为箱体结构，主要壁厚 35 mm，铸件毛重 650 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05，Cu0.5～0.7，RE0.02～0.04 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥270 MPa，抗拉强度 σ_b≥500 MPa，硬度 196～235HBS
	飞轮、机架、齿轮、轴承箱、矿车轮及缓冲器等	
石油用 T40－0 修井机	大钩总成吊座体	尺寸：ϕ320 mm×320 mm，带有中孔近似圆柱体，平均厚度 35 min，毛坯重 250 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.32～0.42，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 处理理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b465 MPa，硬度 138HBS
	被动盘，被动体，连接盘，大、小链轮体，连杆上、下接头，锚头等	
CA141 汽车	焊接叉	铸件质量 0.053 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.34～0.40，Si0.25～0.40，Mn0.55～0.75，P≤0.03，S≤0.03，Ni、Cr、Cu 各残余量＜0.3 热处理：退火 金相组织：铁素体＋珠光体 力学性能：退火后，抗拉强度 σ_b＞500 MPa，伸长率 δ24%，硬度 138HBS
中型卡车	链轮－备胎升降器	尺寸：ϕ96×46 mm，铸件毛重 0.704 kg，最薄处为 4 mm 化学成分（质量分数）（%）：C≤0.40，Si≤0.5，Mn≤0.9，P≤0.4，S≤0.04 力学性能：抗拉强度≥500 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥270 MPa，伸长率 δ≥18%，冲击韧度 a_K≥35 J/cm^2
492Q 汽油机	曲轴起动爪	铸件质量 0.2 kg 热处理：淬火＋回火 力学性能：淬火回火后硬度 40～45HRC
水压机	横梁	正火 880～900℃ 回火 620～680℃（空冷或炉冷） 退火 850～860℃ 淬火 850～870℃（水淬） 回火 530～580℃（空冷）

4）铸造碳钢 ZG310－570

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
CA6140A－02201 普通车床	螺母	主要壁厚 20～25 mm，毛重为 1.48 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.5，P＜0.40，S＜0.40 热处理：正火＋渗碳＋淬火＋回火 金相组织：晶粒度 3～7 级，基体上珠光体，铁素体均匀分布 力学性能：抗拉强度 σ_b≥570 MPa，伸长率 δ≥12%，冲击韧度 a_K≥30 J/cm^2，硬度 170～217HBS，搬口硬度 40HRC



续表 4.2-6

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
CA6140A－02201 普通车床	套、传动齿轮等	
橡胶用 XM－250/20G 密炼机	齿轮	尺寸：ϕ1 888×500 mm，壁厚 90～110 mm，筋板厚 30～40 mm，毛重 4 780 kg，法面模数 16，齿数 116 化学成分（质量分数）（%）：C0.5，Si0.6，Mn0.9～1.2，P≤0.04，S≤0.04 热处理：铸后，正火回火 粗加工后，调质处理 力学性能：抗拉强度 σ_b≥570 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥310 MPa，伸长率 δ≥15%，调质处理后硬度 210～260HBS
食品用 GT3B21 多工位罐身组合机	落盖座	铸件质量 15 kg 热处理：淬火＋回火＋发蓝 力学性能：热处理后，抗拉强度 σ_b550～600 MPa，伸长率 δ12%～14%，冲击韧度 a_K32 J/cm^2
矿山机械	联轴器、车轮、汽缸、齿轮、齿轮圈等	碳含量（质量分数）为 0.4%～0.5% 热处理：840～860℃正火 600～620℃回火
煤矿用 GYTS 型运载机	链结	尺寸：290 mm×40 mm×36 mm，为长杆状，主要壁厚 36 mm×40 mm，铸件毛重 2.5 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.03，S≤0.03 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥310 MPa，抗拉强度 σ_b≥570 MPa，硬度 169～229HBS
	铰座杆	尺寸：263 mm×16 mm×10 mm，为薄形长杆状，铸件毛重 2 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥310 MPa，抗拉强度 σ_b≥570 MPa，硬度 169～229HBS
	支承座	尺寸：62 mm×60 mm×10 mm，为薄壁板状，壁厚不均匀，主要壁厚 10 mm，铸件毛重 0.3 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.03，S≤0.03 热处理：时效处理 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$≥310 MPa，抗拉强度 σ_b≥570 MPa，硬度 169～229HBS
	传动齿轮以及各种形状的负重机件等	
石油用 T40－0 修井机	轮毂	尺寸：ϕ1 030×200 mm，为轮盘形，主要壁厚 50 mm，毛坯重 350 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 热处理：正火＋回火 金相组织：以珠光体＋铁素体为基体，达 90%以上，为很细晶粒，磷共晶及碳化物为 1.5% 力学性能：热处理后，抗拉强度 σ_b597 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$327 MPa，伸长率 δ13%，硬度 183HBS
石油用抽油机	轴承座	尺寸：400 mm×420 mm×300 mm，为承重件，铸件毛坯重 127 kg，主要壁厚 40 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P≤0.05，S≤0.05 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b587 MPa，硬度 161HBS
	小轴承座，固座、外压圈、齿圈，内、外齿盘，内、外压盘，刹瓦，摩擦轮，齿轮等	
拖拉机	履带驱动轮	铸件质量 38.5 kg 热处理：整体加热，轮缘表面淬火，炉中回火 力学性能：牙齿淬火硬度 388～477HBS



续表 4.2-6

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
拖拉机	支重轮	铸件质量 13.38 kg 热处理：整体加热，轮缘表面喷水淬火，自行回火 力学性能：淬火表面硬度不低于 44HRC，淬硬深度不低于 5 mm（不低于 33HRC）
CA141 汽车	垫板-辅助钢板弹簧	尺寸：148 mm×75 mm×25 mm，铸件毛重 1.8 kg，主要壁厚 10 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.42～0.52，Si0.20～0.45，Mn0.50～0.80，P≤0.05，S≤0.05，Cr、V、Cu、Ni、Mo 等元素各余量<0.3 热处理：正火 金相组织：索氏体＋珠光体 力学性能：正火后，冲击韧度 a_K40 J/cm²，硬度 195HBS
蒸汽机车	导轮摇枕	铸件质量 98 kg 热处理：退火 力学性能：退火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$310 MPa，抗拉强度 σ_b570 MPa，伸长率 δ15%，断面收缩率 ψ21%，冲击韧度 a_K29 J/cm²
5）铸造碳钢 ZG340－640		
起重机	车轮	化学成分（质量分数）（%）：C0.52～0.62，Si0.20～0.45，Mn0.5～0.8，P<0.05，S<0.05 预备热处理：正火＋高温回火 粗加工后热处理：淬火＋回火 车轮热处理后的工作面硬度和淬火层深度见下表： 车轮直径/mm：≤400，工作面硬度 HBS 300～380，淬硬层深度≥/mm 15，淬硬层深度处的硬度≥HBS 260 车轮直径/mm：>400，工作面硬度 HBS 300～380，淬硬层深度≥/mm 20，淬硬层深度处的硬度≥HBS 260

2　铸造中、低合金钢

在碳钢的基础上加入合金元素总量（质量分数）不超过10%的铸钢称为铸造中合金钢。

在碳钢的基础上加入合金元素总量（质量分数）不超过5%的铸钢称为铸造低合金钢。

2.1　一般工程与结构用低合金铸钢及其选用

我国制订了一般工程与结构用低合金铸钢标准 GB/T 14408—1993《一般工程与结构用低合金铸钢件》。

2.1.1　一般工程与结构用低合金铸钢牌号

一般工程与结构用低合金铸钢根据单铸试块的屈服强度和抗拉强度分为 8 种牌号：ZGD270－480，ZGD290－510，ZGD345－570，ZGD410－620，ZGD535－720，ZGD650－830，ZGD730－910，ZGD840－1030。

2.1.2　一般工程与结构用低合金铸钢技术要求

（1）力学性能

1）一般工程与结构用低合金铸钢牌号的力学性能应符合表 4.2-7 的规定。

2）若以冲击功作为检验指标，可代替断面收缩率。冲击试样应采用 V 形缺口，具体数值由供需双方协商确定。

（2）化学成分

1）一般工程与结构用低合金铸钢牌号的化学成分中的硫、磷含量应符合表 4.2-8 的规定。

2）除非供需双方另有规定，各牌号的化学成分由供方确定，并且除硫、磷外，其他元素不作为验收依据。

（3）制造

除另有规定外，炼钢方法和铸造工艺由供方自行确定。

（4）热处理

1）一般工程与结构用低合金铸钢各牌号的铸件均需进行热处理。

2）除非另有规定外，热处理工艺由供方决定。通常采用

表 4.2-7　一般工程与结构用低合金铸钢的力学性能

牌　号	最小值			
	屈服强度 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	延伸率 δ_5 /%	收缩率 ψ /%
ZGD270－480	270	480	18	35
ZGD290－510	290	510	16	35
ZGD345－570	345	570	14	35
ZGD410－620	410	620	13	35
ZGD535－720	535	720	12	30
ZGD650－830	650	830	10	25
ZGD730－910	730	910	8	22
ZGD840－1030	840	1 030	6	20

注：表中性能值取自 28 mm 厚标准试块。

表 4.2-8　一般工程与结构用低合金铸钢的硫、磷含量（质量分数）　%

牌　号	最高含量	
	S	P
ZGD270－480	0.040	0.040
ZGD290－510		
ZGD345－570		
ZGD410－620		
ZGD535－720		
ZGD650－830		
ZGD730－910	0.035	0.035
ZGD840－1030		



的热处理工艺有：退火，正火+回火，淬火+回火。

3）铸件浇注后应冷却到相变温度范围以下方可进行热处理。

2.1.3 一般工程与结构用低合金铸钢选用

1）一般工程与结构用低合金铸钢标准（GB/T 14408—1993）中只对化学成分的S、P质量分数规定了上限，其他成分未做规定，但为了得到良好的综合力学性能，故碳的质量分数一般选用在0.45%以下，加入的合金元素总质量分数不超过5%。表4.2-9和表4.2-10是一般工程与结构用低合金铸钢各牌号常选用的化学成分和热处理以及可能达到的力学性能。

2）一般工程与结构用低合金铸钢具有较高的强度、良好的韧性和淬透性能，且抗大气腐蚀和耐磨损性能等方面也优于铸造碳钢，但只选用于在常温下使用的一般工程与机器用的结构零件。

有关一般工程与结构用低合金铸钢的选用实例可参见表4.2-11。

表4.2-9 一般工程与结构用低合金铸钢各牌号常选用的化学成分（质量分数） %

牌 号	序号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	其他
ZGD270－480	1 2	0.20 0.20	0.60 0.60	0.50～0.80 0.30～0.80	0.040 0.040	0.04.5 0.045	1.00～1.50 1.00～1.50	0.50① —	0.45～0.65 0.45～0.65	Cu 0.50① W 0.10① V0.15～0.25
ZGD290－510	3 4	0.23 0.15～0.20	0.60 0.30～0.60	1.00～1.50 0.50～0.80	0.025 0.040	0.025 0.040	0.30 1.20～1.50	0.40 —	0.15 0.45～0.55	— —
ZGD345－570	5 6	0.30～0.40 0.25～0.35	0.50～0.75 0.60～0.80	0.60～1.20 1.10～1.40	0.030 0.040	0.030 0.040	0.50～0.80 —	— —	— —	— Cu 0.33； Al 0.01
ZGD410－620	7 8	0.20 0.22～0.30	0.75 0.50～0.80	0.40～0.70 1.30～1.60	0.040 0.035	0.040 0.035	4.00～6.00 —	0.40 —	0.45～0.65 —	Cu 0.30 Cu 0.30； Ti0.02～0.05； V0.07～0.15
ZGD535－720	9 10	0.25～0.35 0.22	0.30～0.60 0.50	1.20～1.60 0.55～0.75	0.040 0.040	0.040 0.040	0.30～0.70 2.50～3.50	— 1.35～1.85	0.15～0.35 0.30～0.60	— —
ZGD650－830	11 12	0.35～0.45 0.33	0.20～0.40 0.60	1.60～1.80 1.00	0.030 0.040	0.030 0.040	0.30① 0.80～1.20	0.30① 1.70～2.30	0.15① 0.30～0.60	Cu 0.25① V 0.05① —
ZGD730－910	13 14	0.25～0.35 0.10～0.18	0.30～0.60 0.20～0.40	0.90～1.50 0.30～0.55	0.040 0.030	0.040 0.030	0.30～0.90 1.20～1.70	1.60～2.00 1.40～1.80	0.15～0.35 0.20～0.30	— Cu 0.30； V 0.03～0.15
ZGD840－1030	15 16	0.30～0.38 0.22～0.34	— 0.30～0.60	0.70～0.90 0.30～0.80	0.040 0.025	0.040 0.025	0.40～0.60 0.5～1.30	0.60～0.80 0.5～3.0	0.17～0.25 0.2～0.7	— Cu 0.4

① 为残余元素。

表4.2-10 一般工程与结构用低合金铸钢各牌号常选用的热处理以及可能达到的力学性能

牌 号	序号	热处理	力学性能≥					
			σ_b/MPa	$\sigma_s(\sigma_{0.2})$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J	硬度 HBS
ZGD270－480	1 2	正火+675℃ 正火+回火	485 483	275 276	20 18	35 35	— —	— —
ZGD290－510	3 4	正火+回火 正火+回火	510 540	295 295	14 15	30 35	39 39	156 —
ZGD345－570	5 6	二次正火+回火 正火+回火	590 590	345 345	14 14	30 25	— —	217 —
ZGD410－620	7 8	调质 正火+回火	620 622	420 416	13 22	 45	25 44.1	179～225 179～241
ZGD535－720	9 10	正火+回火 正火+回火	736 725	539 550	13 18	30 30	— 41	212 —
ZGD650－830	11 12	调质 调质	835 850	685 680	13 12	45 25	35 22	269～302 260
ZGD730－910	13 14	淬火+回火 淬火+回火	981 1 000	784 750	9 10	20 20	— —	— —
ZGD840－1030	15 16	淬火+回火 退火+淬火+回火	1 050 1 060	875 880	9 8	22 30	— —	262～321



表 4.2-11 一般工程与结构用低合金铸钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
引进 30 万 kW 汽轮机	高中压外汽缸	尺寸：6 133 mm × 2 985 mm × 3 325 mm，一般壁厚 80 mm，最大壁厚 400 ~ 450 mm，铸件毛重上部为 38 500 kg，下部为 41 000 kg，在蒸汽压力为 16.7 MPa，温度为 538℃的工况下工作 铸件材质：ZG15Cr1Mo 化学成分（质量分数）（%）：C < 0.20，Si < 0.6，Mn0.50 ~ 0.80，P < 0.03，S < 0.025，Cr1.0 ~ 1.5，Mo0.45 ~ 0.65，Al < 0.025，Ni < 0.5，Cu < 0.25，V < 0.03，Ti0.035 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火 + 回火后 抗拉强度 σ_b 屈服点 σ_s 伸长率 δ_4 断面收缩率 ψ 上半 495 MPa 310 MPa 30.6% 60.4% 下半 518 MPa 318 MPa 27.6% 58.3%
30 万 kW 汽轮机	再热调节阀壳	尺寸：1 296 mm × 1 128 mm × 1 300 mm，毛重为 5 650 kg 铸件材质：ZG15Cr2Mo 化学成分（质量分数）（%）：C≤0.2%，Si≤0.62，Mn0.3 ~ 0.4，Cr1.95 ~ 2.80，Mo0.88 ~ 1.22，P≤0.04，S≤0.04 热处理：粗加工前，正火 + 回火 粗加工后，回火 力学性能：抗拉强度 σ_b626 MPa，屈服点 σ_s466 MPa，伸长率 $\delta_4$28%，断面收缩率 ψ69%
	主汽门阀壳	尺寸：1 958 mm × 966 mm × 1 165 mm，毛重为 5 000 kg 铸件材质：ZG15Cr2Mo 化学成分（质量分数）（%）：C≤0.2%，Si≤0.62，Mn0.3 ~ 0.4，Cr1.95 ~ 2.80，Mo0.88 ~ 1.22，P≤0.04，S≤0.04 热处理：粗加工前，正火 + 回火 粗加工后，回火 力学性能：抗拉强度 σ_b637 MPa，屈服点 σ_s533 MPa，伸长率 $\delta_4$21.4%，断面收缩率 ψ66.9%
20 万 kW 汽轮机	高压外缸上半部	铸件重 13 580 kg 铸件材质：ZG20CrMo 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$375 MPa，抗拉强度 σ_b572 MPa，伸长率 $\delta_2$4%，断面收缩率 ψ57%，冲击韧度 a_K 86 ~ 94 J/cm²，硬度 169 ~ 175HBS
	中缸上半部	铸件重 8 250 kg 铸件材质：ZG20CrMoV 热处理：正火 + 正火 + 回火 力学性能：热处理后，屈服点 σ_s35i MPa，抗拉强度 σ_b547 MPa，伸长率 δ21.6%，断面收缩率 ψ44.5%，冲击韧度 a_K35 ~ 55 J/cm²
汽轮机	520℃以下工作的汽缸、隔板、阀体	铸件材质：ZG20CrMo 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，屈服点 σ_s250 MPa，抗拉强度 σ_b460 MPa，伸长率 $\delta_5$18%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K30 J/cm²，硬度 135 ~ 180HBS
	540℃以下工作的汽缸、隔板阀体	铸件材质：ZG20CrMoV 热处理：正火 + 正火 + 回火 力学性能：热处理后，屈服点 σ_s310 MPa，抗拉强度 σ_b490 MPa，伸长率 $\delta_5$15%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K30 J/cm²，硬度 140 ~ 201HBS
	570℃以下工作的汽缸、隔板、阀体	铸件材质：ZG15Cr1Mo1V 热处理：①退火 1 040℃，正火 990℃ ②正火 1 020 ~ 1 050℃，回火 680 ~ 650℃ 力学性能：①热处理后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 340 MPa，抗拉强度 σ_b490 MPa，伸长率 $\delta_5$15%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K30 J/cm²，硬度 140 ~ 201HBS ②热处理后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$340 MPa，抗拉强度 σ_b490 MPa，伸长率 $\delta_5$12%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K35 J/cm²，硬度 120HBS
石油用抽油机	刹车毂	尺寸：ϕ995 × 290 mm，主要壁厚 43 mm，毛坯重 333.28 kg，为矮圆筒形 化学成分（质量分数）（%）：C0.12 ~ 0.20，Si0.17 ~ 0.37，Mn0.5 ~ 0.8，Cr0.4 ~ 0.7，Mo0.2 ~ 0.3，P≤0.04，S≤0.04 铸件材质：ZG15CrMo 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b600 MPa，硬度 202HBS



2.2 中、低合金高强度铸钢及其选用

目前，我国中、低合金高强度铸钢主要有：铸造锰钢、铸造锰钼钢、铸造锰钼钒钢、铸造锰钼钒铜钢、铸造硅锰钢、铸造硅锰钼钢、铸造硅锰钼钒钢、铸造铬钢、铸造铬钼钢、铸造铬钼钒钢、铸造铬锰硅钢、铸造铬锰钼钢、铸造铬镍钼钢、铸造铬铜钢、铸造铜钢、铸造钼钢等。

在中、低合金高强度铸钢中，每种合金元素含量（质量分数）一般应大于下列值：Mn1.00%、Si0.80%、Cr0.50%、Ni0.50%、Cu0.50%、Mo0.20%、V0.05%、W0.05%，以期获得更高的强度和综合的力学性能，并改善某些使用性能（例如耐高温、耐低温、耐磨和耐蚀等）。

2.2.1 铸造锰钢及其选用

铸造锰钢一般是指锰含量（质量分数）为 1.00% ~ 1.75% 和碳含量（质量分数）为 0.2% ~ 0.5% 的铸钢，它的可焊性和耐磨性好，可选用的铸件有汽轮机前汽缸、推力轴承、转向导叶环、高压容器、断面较大的调质零件、齿轮、起重和矿山用车轮等。

铸造锰钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-12 和表 4.2-13。

有关铸造锰钢的选用实例可参见表 4.2-14。

表 4.2-12 铸造锰钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	P	S
ZG22Mn	0.18 ~ 0.28	≤0.5	1.10 ~ 1.70	≤0.035	≤0.035
ZG25Mn	0.20 ~ 0.30	0.30 ~ 0.45	1.10 ~ 1.30	≤0.035	≤0.035
ZG25Mn2	0.20 ~ 0.30	0.30 ~ 0.45	1.70 ~ 190	≤0.035	≤0.035
ZG30Mn	0.27 ~ 0.34	0.30 ~ 0.50	1.20 ~ 150	≤0.035	≤0.035
ZG35Mn	0.30 ~ 0.40	0.60 ~ 0.80	1.10 ~ 1.40	≤0.035	≤0.035
ZG40Mn	0.35 ~ 0.45	0.30 ~ 0.45	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.035
ZG40Mn2	0.35 ~ 0.45	0.20 ~ 0.40	1.60 ~ 1.80	≤0.035	≤0.035
ZG45Mn	0.40 ~ 0.50	0.30 ~ 0.45	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.035
ZG50Mn	0.48 ~ 0.56	0.17 ~ 0.37	1.20 ~ 1.50	≤0.035	≤0.035
ZG50Mn2	0.45 ~ 0.55	0.20 ~ 0.40	1.50 ~ 1.80	≤0.035	≤0.035
ZG65Mn	0.60 ~ 0.70	0.17 ~ 0.37	0.90 ~ 1.20	≤0.035	≤0.035

表 4.2-13 铸造锰钢的力学性能及其选用

钢号	热处理		力学性能≥						选 用
	方式	温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}	HBS	
ZG22Mn	正火 回火	880 ~ 900 680 ~ 700	295	540	18	30	40	155	焊接性好，用于汽轮机前汽缸及推力轴承、转向导叶环等
ZG25Mn	退火或正火	—	295 ~ 375	490 ~ 540	30 ~ 35	45 ~ 55	100 ~ 150	155 ~ 170	焊接性好，受压容器
ZG25Mn2	退火或正火	—	345 ~ 440	590 ~ 685	20 ~ 30	45 ~ 55	80 ~ 150	200 ~ 250	高压容器
ZG30Mn	退火或正火	—	295 ~ 363	554 ~ 598	27 ~ 30	40 ~ 55	70 ~ 90	160 ~ 170	断面较大的调质（淬-回）铸件
ZG35Mn	正火或回火	850 ~ 860 560 ~ 600	345	590	14	30	50	—	齿轮等
ZG40Mn	正火 回火	850 ~ 860 400 ~ 450	295	635	12	30	—	103	齿轮等
ZG40Mn2	退火 淬火 回火	870 ~ 890 830 ~ 850 350 ~ 450	324	635	12	—	—	187 ~ 255	耐磨比 ZG40Mn 好，可代替 ZG30CrMnSi
ZG45Mn	正火 回火	840 ~ 850 550 ~ 600	333	657	11	20	—	196 ~ 235	耐磨铸件，齿轮等
ZG65Mn	正火 回火	840 ~ 860 600 ~ 650	—					187 ~ 241	耐磨性好，用于起重、矿山车轮等铸件

表 4.2-14 铸造锰钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
1）铸造锰钢 ZG16Mn		
铁路蒸汽机车	六轴构架	铸件重 2 000 kg 热处理：退火 力学性能：屈服点 σ_s275 MPa，抗拉强度 σ_b471 MPa，伸长率 δ20%，冲击韧度 a_K59 J/cm^2
2）铸造锰钢 ZG22Mn		
汽轮机	450℃以下工作的汽缸、隔板	热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 290 MPa，抗拉强度 σ_b540 MPa，伸长率 $\delta_5$18%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K40 J/cm^2，硬度 155 HBS



续表 4.2-14

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
3）铸造锰钢 ZG40Mn		
矿山机械	齿轮	热处理：正火 850～860℃ 回火 400～450℃
4）铸造锰钢 ZG40Mn2		
矿山机械	齿轮	热处理：正火 830～850℃ + 回火 350～450℃ 淬火 830～850℃ + 回火 350～450℃ 耐磨性比 ZG40Mn 高
石油用修井机	轮毂	尺寸：ϕ1 030 × 200 mm，主要壁厚 50 mm，毛坯重 350 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.35～0.45，Si0.20～0.40，Mn1.6～1.8，P≤0.04，S≤0.04 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b658 MPa，硬度 193HBS
	滚筒、小滑轮、刹车轮、固定轮等	
石油用 T40－0 修井机	圆筒	尺寸：ϕ360 × 860 mm，平均壁厚 30 mm，毛坯重为 350 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.35～0.45，Si0.20～0.40，Mn1.60～1.80，P≤0.04，S≤0.04 热处理：正火 + 回火 金相组织：为细晶粒状的铁素体 + 珠光体，而且为很细的颗粒状，碳化物少于 1.5% 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b694 MPa，屈服点 σ_s347 MPa，伸长率 δ12.9%，硬度 202～207HBS
5）铸造锰钢 ZG45Mn		
煤矿用粉碎机	蜗母轮	为双层轮辐件，铸件毛重 3 500 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.40～0.50，Si0.30～0.45，Mn1.20～1.50，P≤0.03，S≤0.03，RE0.02～0.04 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 340 MPa，抗拉强度 σ_b670 MPa，伸长率 $\delta_5$11%，硬度 196～235HBS
	齿轮等	
6）铸造锰钢 ZG50Mn2		
矿石机械	齿轮、齿轮圈	热处理：正火 810～830℃ 回火 550～600℃
石油用 T40－0 修井机	内筒体	尺寸：ϕ340 × 600 mm，为中间段直径大，两端段直径小，带有中孔的筒形体，毛坯重 120 kg，平均壁厚为 16 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.45～0.55，Si0.17～0.37，Mn1.42～1.80，P＜0.04，S＜0.04 热处理：正火 + 回火 金相组织：为很小的颗粒状铁素体 + 珠光体，其碳化物为 1.5% 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b670 MPa，屈服点 σ_s330 MPa，伸长率 $\delta_5$15%，硬度 190～199HBS
	滑轮等	
石油用钻井机	游动大钩内筒体	尺寸：ϕ366 × 560 mm，平均壁厚 16 mm，毛坯重 120 kg 化学成分(质量分数)(%)：C0.45～0.55，Si0.20～0.40，Mn1.5～1.8，P≤0.04，S≤0.04 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b872 MPa
	齿轮、齿轮缘、滑轮、链轮等	
7）铸造锰钢 ZG65Mn		
矿山机械	车轮	热处理：正火 840～860℃ 回火 600～650℃
起重机	车轮	热处理：正火 840～860℃ 回火 600～650℃



2.2.2 铸造锰钼钢及其选用

铸造锰钼钢和铸造锰钢相比，在高温下有较高的屈服强度，室温下屈服强度与抗拉强度的比值较高，无明显的回火脆性，并有较好的淬透性，可选用的铸件有泵的壳体、负重轮轮盘、起重机车轮等。

铸造锰钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-15 和表 4.2-16。

有关铸造锰钼钢的选用实例可参见表 4.2-17。

表 4.2-15 铸造锰钼钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Mo	P	S
ZG20MnMo	0.17～0.27	0.17～0.37	0.90～1.20	0.20～0.30	≤0.04	≤0.04
ZG32MnMo	0.25～0.35	0.17～0.37	0.90～1.20	0.20～0.30	≤0.04	≤0.04
ZG50MnMo	0.47～0.55	0.17～0.37	0.90～1.10	0.15～0.30	≤0.04	≤0.03

表 4.2-16 铸造锰钼钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理状态	力学性能≥						选 用
		屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG20MnMo	正火＋回火	265	471	19	40	50	156	用于受压容器，如泵的泵壳等
ZG32MnMo	调质		650	14	—	—	—	负重轮轮盘
ZG50MnMo	正火＋高温回火 淬火＋回火	—	—	—	—	—	300～380	起重机车轮

表 4.2-17 铸造锰钼钢的选用实例

<table>
<tr><th>产品名称</th><th>零件（铸件）名称</th><th colspan="4">备 注</th></tr>
<tr><td colspan="6">1）铸造锰钼钢 ZG32MnMo</td></tr>
<tr><td>水陆两栖坦克</td><td>负重轮轮盘</td><td colspan="4">尺寸：φ560 mm×280 mm，主要壁厚 12 mm，铸件毛重 120 kg
化学成分（质量分数）（%）：C0.25～0.35，Si0.17～0.37，Mn0.90～1.20，P≤0.04，S≤0.04
热处理：调质处理
力学性能：调质处理后，抗拉强度 σ_b680 MPa，伸长率 $\delta_5$16%</td></tr>
<tr><td colspan="6">2）铸造锰钼钢 ZG50MnMo</td></tr>
<tr><td rowspan="4">起重机</td><td rowspan="4">车轮</td><td colspan="4">尺寸：φ250 mm～φ900 mm
化学成分（质量分数）（%）：C0.47～0.55，Si0.2～0.4，Mn0.9～1.1，Mo0.15～0.30，P≤0.04，S≤0.04
热处理：预备热处理，正火＋高温回火
粗加工后热处理，淬火＋回火
车轮热处理后的工作面硬度和淬火层深度见下表：</td></tr>
<tr><td>车轮直径/mm</td><td>工作面硬度 HBS</td><td>淬硬层深度/mm≥</td><td>淬硬层深度处的硬度 HBS≥</td></tr>
<tr><td>≤400</td><td rowspan="2">300～380</td><td>15</td><td rowspan="2">260</td></tr>
<tr><td>>400</td><td>20</td></tr>
</table>

2.2.3 铸造锰钼钒钢及其选用

铸造锰钼钒钢具有优良的力学性能和抗蠕变性能以及良好的淬透性，主要用来代替铸造铬钢和铸造铬钼钢，可选用的铸件有电铲、主动轮、起重机套筒和各种大齿轮等。

铸造锰钼钒钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-18 和表 4.2-19。

表 4.2-18 铸造锰钼钒钢的化学成分(质量分数) %

钢号	C	Si	Mn	Mo	V	P	S
ZG42MnMoV	0.38～0.45	0.17～0.37	1.20～1.50	0.20～0.30	0.10～0.20	≤0.035	≤0.03

表 4.2-19 铸造锰钼钒钢的力学性能及其选用

钢 号	组织与热处理			力 学 性 能						选 用
	铸态	热处理	处理后	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG42MnMoV	珠光体及铁素体	淬火 840℃ 回火 560℃	马氏体及回火素氏体	490	685	12	20	35	241～286	代替铸造铬钢及铸造铬钼钢，选用于电铲、起重机套筒、各种大齿轮等



2.2.4 铸造锰钼钒铜钢及其选用

铸造锰钼钒铜钢，在截面小于250 mm时，采用合适的热处理工艺后，具有较高的屈服强度和较好的塑性和韧性，可选用的铸件有水轮机转轮和叶片等。

铸造锰钼钒铜钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表4.2-20和表4.2-21。

表4.2-20 铸造锰钼钒铜钢的化学成分(质量分数) %

钢号	C	Si	Mn	Mo	V	Cu	P	S
ZG15MnMoVCu	0.10～0.15	0.35～0.45	0.90～1.40	0.80～1.20	0.10～0.30	0.80～1.00	≤0.04 ≤0.035	≤0.04 ≤0.035

表4.2-21 铸造锰钼钒铜钢的力学性能及其选用

钢号	热处理		力学性能						选用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG15MnMoVCu	退火 正火 回火	940～980 900～960 600～700	585	785	15	45	50	220	可选用于水轮机转轮、叶片等

2.2.5 铸造硅锰钢及其选用

铸造硅锰钢具有较高的屈服强度，当Si和Mn配合适当时，可稍稍减少锰钢热处理的晶粒长大倾向，可选用的铸件有水压机立柱、横梁、工作缸、水轮机转轮、车辆摇枕、侧架、齿轮、车轮、滑板等。

铸造硅锰钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表4.2-22和表4.2-23。

有关铸造硅锰钢的选用实例可参见表4.2-24。

2.2.6 铸造硅锰钼钢及其选用

铸造硅锰钼钢具有优良的力学性能和高的屈服强度，主

表4.2-22 铸造硅锰钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	P	S
ZG20SiMn	0.12～0.22	0.60～0.80	1.00～1.30	≤0.035	≤0.035
ZG30SiMn	0.25～0.35	0.60～0.80	1.10～1.40	≤0.04	≤0.04
ZG35SiMo	0.30～0.40	0.60～0.80	1.10～1.40	≤0.04	≤0.04
ZG35SiMn	0.30～0.40	1.10～1.40	1.10～1.40	≤0.04	≤0.04
ZG45SiMn	0.40～0.48	1.10～1.40	1.10～1.40	≤0.04	≤0.04
ZG50SiMn	0.46～0.54	0.85～1.15	0.85～1.15	≤0.04	≤0.04

表4.2-23 铸造硅锰钢的力学性能及其选用

钢号	热处理		力学性能						选用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG20SiMn	正火 回火	900～920 570～600	295	510	14	30	50	156	可选用于水压机立柱、横梁、工作缸、水轮机转轮、车辆摇枕、侧架等
ZG30SiMn	正火 回火	870～890 570～600	340	590	14	25	30	—	可选用于齿轮、滑板等
	淬火 回火	870～880 400～450	390	635	14	30	50	—	
ZG35SiMn	正火 回火	800～860 550～650	345	569	12	20	30	—	可选用于齿轮、车轮等
	淬火 回火	840～860 550～650	412	618	12	25	40	—	
ZG45SiMn	正火 回火	860～880 520～680	373	588	12	20	30	—	可选用于齿轮、车轮等
	淬火 回火	860～880 520～680	441	637	12	25	40	—	

表4.2-24 铸造硅锰钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备注
1）铸造硅锰钢 ZG20SiMn		
水压机	工作缸	热处理：正火 900～920℃ 回火 570～600℃



续表 4.2-24

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
水轮机	转子	热处理：正火 900～920℃ 回火 570～600℃
	转臂	铸件重 4 000 kg 热处理：正火或高温退火 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$290 MPa，抗拉强度 σ_b510 MPa，伸长率 δ14%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K50 J/cm^2
	导叶	
中小型水轮机	叶片	热处理：正火 900～920℃ 回火 570～600℃ 力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$290 MPa，抗拉强度 σ_b510 MPa，伸长率 δ14%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K50 J/cm^2
2）铸造硅锰钢 ZG35SiMn		
矿山机械	齿轮	热处理：正火 870～890℃ + 回火 570～600℃ 淬火 870～880℃ + 回火 400～450℃
石油用抽油机	双轮毂	尺寸：ϕ922×216 mm，为圆环形双辐板，毛坯重 212 kg，主要壁厚 25 mm 左右 化学成分（质量分数）（%）：C0.3～0.4；Si0.6～0.8，Mn1.10～1.40，P≤0.04，S≤0.04 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b188 MPa
	链轮毂、大、小齿轮、轮缘、拐座等	
石油用 CYTJ10－0 抽油机	左右伞齿轮	尺寸：ϕ640×135 mm，为轮盘式结构，毛坯重 200 kg，平均壁厚 44 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.30～0.40，Si0.60～0.80，Mn1.10～1.40，P≤0.04，S≤0.04 热处理：完全退火 金相组织：珠光体 + 铁素体，具有细小颗粒状碳化物为 1.5% 力学性能：完全退火后，抗拉强度 σ_b617 MPa，屈服点 σ_s355 MPa，伸长率 $\delta_5$16%
石油用 CYTJ8－0 抽油机	左右伞齿轮等	
石油用 CYTJ12－0 抽油机	左右伞齿轮等	
石油用长冲程抽油机	左右伞齿轮等	
3）铸造硅锰钢 ZG42SiMn		
矿山机械	齿轮、车轮等	热处理：正火 860～880℃ + 回火 520～680℃ 淬火 860～880℃ + 回火 520～680℃
4）铸造硅锰钢 ZG50SiMn		
矿山机械	齿轮、齿轮圈等	可代替 ZG40Cr 热处理：正火 840～860℃ + 回火 520～680℃
起重机	车轮	尺寸：ϕ250 mm～ϕ900 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.40～0.54，Si0.30～1.10，Mn0.8～1.1，P≤0.04，S≤0.04 热处理：预备热处理，正火 + 高温回火 粗加工后，淬火 + 回火 车轮热处理后的工作面硬度和淬火层深度见下表： 车轮直径/mm ｜ 工作面硬度 HBS ｜ 淬火层深度/mm≥ ｜ 淬硬层深度处的硬度 HBS≥ ≤400 ｜ 300～380 ｜ 15 ｜ 不低于 260 >400 ｜ 300～380 ｜ 20 ｜ 不低于 260

要用来代替铸造铬钢和铸造铬钼钢，可选用的铸件有齿轮等。

铸造硅锰钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-25 和表 4.2-26。

表 4.2-25 铸造硅锰钼钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	Mo	P	S
ZG35SiMnMo	0.32～0.40	1.10～1.40	1.10～1.40	0.20～0.40	≤0.04	≤0.04

表 4.2-26 铸造硅锰钼钢的力学性能及其选用

钢号	热处理		力学性能					选用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_{KV} /J·cm^{-2}	
ZG35SiMnMo	正火 回火	840～860 550～650	390	635	12	20	30	代替 ZG40Cr 及 ZG35CrMo，选用于齿轮等
	淬火 回火	840～860 550～650	490	685	12	25	40	

2.2.7 铸造硅锰钼钒钢及其选用

铸造硅锰钼钒钢具有高的屈服强度和冲击韧性，主要用来代替铸造铬钢和铸造铬钼钢，可选用的铸件有电铲、主动轮、起重机套筒和各种大齿轮等。

铸造硅锰钼钒钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-27 和表 4.2-28。

表 4.2-27 铸造硅锰钼钒钢的化学成分(质量分数)%

钢号	C	Si	Mn	Mo	V	P	S
ZG35SiMnMoV	0.32～0.40	0.60～0.90	1.10～1.40	0.20～0.30	0.10～0.20	≤0.035	≤0.03

表 4.2-28 铸造硅锰钼钒钢的力学性能及其选用

钢号	组织与热处理			力学性能						选用
	铸态	热处理	处理后	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG35SiMnMoV	珠光体及铁素体	淬火 880℃回火 620℃	马氏体及回火索氏体	540	650	14	25	50	228	代替铸造铬钢和铸造铬钼钢，选用于电铲、起重机套筒、各种大齿轮等

2.2.8 铸造铬钢及其选用

铸造铬钢具有高温强度好，且耐磨，可选用的铸件有齿轮及齿轮缘等。

铸造铬钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-29 和表 4.2-30。

有关铸造铬钢的选用举例可参见表 4.2-31。

表 4.2-29 铸造铬钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	Cr	P	S
ZG40Cr1	0.35～0.45	0.20～0.40	0.50～0.80	0.80～1.10	≤0.035	≤0.035
ZG70Cr	0.65～0.75	0.25～0.45	0.55～0.85	0.80～1.10	≤0.05	≤0.04

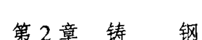
表 4.2-30 铸造铬钢的力学性能及其选用

钢号	热处理		力学性能					选用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	硬度 HBS	
ZG40Gr1	正火	830～860	345	630	18	26	≤212	可选用于高强度铸件，如齿轮及齿轮缘等
	回火	520～680						
	正火	830～860	471	686	15	20	229～321	
	淬火	830～860						
	回火	525～680						
ZG70Cr	正火 回火	840～860 630～650	不规定				≥217	耐磨性好，可部分代替 ZGMn13，加工性能比 ZGMn13 好

表 4.2-31 铸造铬钢的选用举例

产品名称	零件（铸件）名称	备注
食品用 GT 3821 多工位罐身组合机	套筒	铸件重 0.003 kg 铸件材质：铸造铬钢 ZG40Cr 热处理：淬火＋回火 力学性能：淬火回火后，硬度 48～52HRC





续表 4.2-31

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
矿山机械	齿轮、齿轮圈等	铸件材质：铸造铬钢 ZG40Cr 热处理：正火 830～860℃＋回火 520～680℃ 淬火 830～860℃＋回火 520～680℃
石油用 T40－0 修井机	齿圈	尺寸：ϕ820×60 mm，为圆环形，平均壁厚 60 mm，毛坯重 242 kg 铸件材质：铸造铬钢 ZG40Cr 化学成分（质量分数）（%）：C0.37～0.43，Si0.17～0.37，Mn0.5～0.8，Cr0.8～1.10，P＜0.04，S＜0.04 热处理：正火＋回火 金相组织：很细的颗粒状晶粒，基体组织为铁素体＋珠光体，碳化物为 1.5% 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b665 MPa，屈服点 σ_s355 MPa，伸长率 $\delta_5$19%，硬度 208～212HBS
石油用修井机	刹车系统齿圈	尺寸：ϕ946×100 mm，平均壁厚 100 mm，毛坯重 137.4 kg 铸件材质：铸造铬钢 ZG40Cr 化学成分（质量分数）（%）：C0.35～0.45，Si0.17～0.37，Mn0.5～0.8，Cr0 8～1.1，P≤0.04，S≤0.04 热处理：正火 力学性能：正火后，抗拉强度 σ_b660 MPa，硬度 204HBS
	内齿圈、链轮、齿轮、压盘等	铸件材质：铸造铬钢 ZG40Cr

2.2.9 铸造铬钼钢及其选用

铸造铬钼钢具有优良的力学性能和高温强度，可选用的铸件有汽轮机汽缸、隔板、链轮、电铲支承轮、轴套、风扇磨煤机等。

铸造铬钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-32 至表 4.2-34。

有关铸造铬钼钢的选用实例可参见表 4.2-11 和表 4.2-35。

表 4.2-32 铸造铬钼钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
ZG20CrMo	0.17～0.25	0.20～0.45	0.50～0.80	0.50～0.80	0.40～0.60	≤0.035	≤0.035
ZG35CrMo	0.30～0.37	0.30～0.50	0.50～0.80	0.80～1.20	0.20～0.30	≤0.035	≤0.035
ZG40CrMo	0.35～0.45	0.17～0.45	0.50～0.80	0.80～1.10	0.20～0.30	≤0.04	≤0.04
ZG20Cr5Mo	0.15～0.25	≤0.50	≤0.60	4.00～6.00	0.50～0.65	≤0.04	≤0.04
ZG17CrMo	0.15～0.20	0.30～0.60	0.50～0.80	1.20～1.50	0.45～0.55	≤0.04	≤0.04

表 4.2-33 铸造铬钼钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理		力学性能						选 用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG20CrMo	正火 回火	880～900 600～650	245	460	18	30	30	135	可选用于长期工作于 400～500℃的铸件，如汽轮机汽缸、隔板等
ZG35CrMo	正火 回火	900 550～600	390	585	12	20	30	—	可选用于链轮、电铲支撑轮、套等
	淬火 回火	850 600	540	565	12	25	40	—	
ZG20Cr5Mo	正火 回火	— —	490	785	14	30	—	—	可选用于工作在中温高强度的耐热铸件
ZG17CrMo	正火 回火	910～930 640～660	295	540	15	35	50	193～207	可选用于风扇磨煤机等



表 4.2-34 铸造铬钼钢（ZG20CrMo）的高温力学性能

温度/℃		20	400	450	470	500	510
抗拉强度 σ_b/MPa		471 ~ 549	412	378	—	333	—
屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa		304 ~ 392	343	314	—	294	—
伸长率 δ_{10}/%		12 ~ 28	17 ~ 21	22	—	24.5	—
冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}		70 ~ 170	80	95	—	75	—
蠕变极限 /MPa	$\alpha_{u\ 10^5}$	—	—	—	—	—	180
	$\alpha_{u\ 10^6}$	—	—	—	162	—	66
持久强度 /MPa	$\alpha_{b\ 10^4}$	—	—	—	288 ~ 306	—	182 ~ 200
	$\alpha_{b\ 10^5}$	—	—	—	260 ~ 278	—	142 ~ 157

2.2.10 铸造铬钼钒钢及其选用

铸造铬钼钒钢具有较高的持久强度和热强性能，可选用的铸件有汽轮机蒸汽室、汽缸、高压阀门等。

铸造铬钼钒钢的化学成分和力学性能及其选用可参见表 4.2-36 至表 4.2-38。

铸造铬钼钢的选用实例可参见前表 4.2-11 和表 4.2-39。

2.2.11 铸造铬锰硅钢及其选用

铸造铬锰硅钢具有较好的高温强度和抗蠕变性能，可选用的铸件有齿轮及滚轮等。

铸造铬锰硅钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-40 和表 4.2-41。

表 4.2-35 铸造铬钼钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
1）铸造铬钼钢 ZG20CrMo		
汽轮机	520℃以下工作的汽缸、隔板、阀体	热处理：正火 900℃ + 回火 650℃ 室温力学性能：屈服强度 $\sigma_{0.2}$250 MPa，抗拉强度 σ_b460 MPa，伸长率 $\delta_5$18%，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K30 J/cm^2 高温持久强度 $\sigma_b470/10^5$ = 260 ~ 278 MPa $\sigma_b510/10^5$ = 142 ~ 157 MPa 高温蠕变强度 $\sigma^{470}_{1.10^{-5}}$ = 162 MPa $\sigma^{510}_{1.10^{-5}}$ = 66 MPa
2）铸造铬钼钢 ZG35CrMo		
轧钢机	减速机大齿轮	热处理：正火 + 回火
3）铸造铬钼钢 ZG20Cr5Mo		
150Z9S41Y1001 阀门	阀体	尺寸：462 × 402 × 497 mm，毛坯重 195 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.15，Si0.69，Mn0.76，Cr5.65，Mo0.46，P0.04，S0.01 热处理：正火 + 回火 金相组织：回火索氏体及少量铁素体，硫化物夹杂小于 1 级，氧化物夹杂小于 1 级 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b703 MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2}$535 MPa，伸长率 $\delta_5$21%，断面收缩率 ψ60.3%，硬度 201HBS

表 4.2-36 铸造铬钼钒钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	P	S
ZG20CrMoV	0.18 ~ 0.25	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.70	0.20 ~ 0.30	≤0.03	≤0.03
ZG15Cr1Mo1V	0.12 ~ 0.20	0.17 ~ 0.37	0.40 ~ 0.70	1.20 ~ 1.70	0.90 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	≤0.03	≤0.03

表 4.2-37 铸造铬钼钒钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理		力学性能						选 用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG20CrMoV	一次正火 二次回火 回火	940 ~ 950 920 ~ 940 690 ~ 710	314	490	15	30	30	140 ~ 201	可选用于汽轮机蒸汽室、汽缸等
ZG15Cr1Mo1V	一次正火 二次回火 回火	1 000 980 ~ 1 000 710 ~ 740	345	490	15	30	30	140 ~ 201	可选用于 570℃下工作的高压阀门等



表 4.2-38　铸造铬钼钒钢的高温力学性能

钢　号	温度/℃	蠕变极限/MPa		持久强度/MPa	
		$\sigma_{u\,10^4}$	$\sigma_{u\,10^5}$	$\sigma_{b\,10^4}$	$\sigma_{b\,10^5}$
ZG20CrMoV	560 580 600	100 75 —	45 35 —	130 ~ 145 — 70	90 ~ 100 — 40
ZG15Cr1Mo1V	570	—	—	50	80 ~ 90

表 4.2-39　铸造铬钼钒钢的选用实例

产品名称	零件(铸件)名称	备注
1）铸造铬钼钒钢 ZG20CrMoV（选用实例见表 4.2-10）		
2）铸造铬钼钒钢 ZG15Cr1Mo1V（选用实例见表 4.2-10）		
3）铸造铬钼钒钢 ZG35CrMoV		
150t 转动	大齿轮轴	尺寸：轴直径 ϕ850 ~ 1 050 mm，长度 3 870 mm，重量 24 500 kg，承受低速重载 热处理：浇注后扩散退火 + 粗加工后调质

表 4.2-40　铸造铬锰硅钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	Cr	P	S
ZG30CrMnSi	0.28 ~ 0.38	0.50 ~ 0.75	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.80	≤ 0.045	≤ 0.04
ZG35CrMnSi	0.30 ~ 0.40	0.50 ~ 0.75	0.90 ~ 1.20	0.50 ~ 0.80	≤ 0.035	≤ 0.035

2.2.12　铸造铬锰钼钢及其选用

铸造铬锰钼钢具有较高的耐磨性和良好的耐热疲劳性，可选用于负荷较大的耐磨铸件、热锻模及冲头、轧辊等。

铸造铬锰钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-42 和表 4.2-43。

有关铸造铬锰钼钢的选用实例可参见表 4.2-44。

2.2.13　铸造铬镍钼钢及其选用

铸造铬镍钼钢具有高强度的力学性能，在高温下仍然保持较好的强度，可选用于要求综合力学性能的铸件，例如锥齿轮、小齿轮、起重机行走轮、轴等。

铸造铬镍钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-45 和表 4.2-46。

表 4.2-41　铸造铬锰硅钢的力学性能及其选用

钢　号	热处理		力学性能						选　　用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG30CrMnSi	正火 回火	880 ~ 900 400 ~ 450	345	690	14	30	—	202	可选用于受冲击及磨损铸件，例如齿轮及滚轮等，但铸造及热处理过程易变形和裂纹
ZG35CrMnSi	正火 回火	880 ~ 900 400 ~ 450	345	685	14	30	40	≤217	

表 4.2-42　铸造铬锰钼钢的化学成分（质量分数）　%

钢号	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S
ZG30CrMnMo	0.25 ~ 0.35	0.17 ~ 0.45	0.90 ~ 1.20	0.90 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	≤0.04	≤0.04
ZG50CrMnMo	0.50 ~ 0.60	0.25 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	0.60 ~ 0.90	0.15 ~ 0.30	≤0.04	≤0.04
ZG60CrMnMo	0.55 ~ 0.65	0.25 ~ 0.40	0.70 ~ 1.00	0.80 ~ 1.20	0.20 ~ 0.30	≤0.04	≤0.04

表 4.2-43　铸造铬锰钼钢的力学性能及其选用

钢　号	热处理	力学性能				选　　用
		屈服点 σ_s/MPa	屈服强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	
ZG30CrMnMo ZG50CrMnMo ZG60CrMnMo	正火回火 正火回火 正火回火	635 — 392	835 — 736	10 — 11	25 — 30	可选用于负荷较大的耐磨铸件、热锻模及冲头、轧辊等

表 4.2-44　铸造铬锰钼钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
8 000 t 水压机	车轮轮箍下模平板	尺寸：ϕ1 380 mm × 202 mm，主要壁厚 174 mm，铸件毛重 1 700 kg， 铸件材质：铸造铬锰钼钢 ZG50CrMnMo 化学成分（质量分数）（%）：C0.50 ~ 0.60，Si0.25 ~ 0.60，Mn1.20 ~ 1.60，Cr0.60 ~ 0.90，Mo0.15 ~ 0.30，P≤0.03，S≤0.03 热处理：淬火 + 回火 力学性能：淬火回火后，抗拉强度 σ_b456 MPa，伸长率 $\delta_5$14%，硬度 42HRC
	车轮垫板、导卫板等	铸件材质：铸造铬锰钼钢 ZG50CrMnMo
轧钢机	轧辊等	铸件材质：铸造铬锰钼钢 ZG50CrMnMo



表 4.2-45 铸造铬镍钼钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
ZG34Cr2Ni2Mo（ZG34CrNiMo）	0.30～0.37	0.30～0.60	0.60～1.00	≤0.035	≤0.035	1.40～1.70	1.40～1.70	0.15～0.35

表 4.2-46 铸造铬镍钼钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理	截面尺寸 /mm × mm	力学性能						选用
			抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	冲击吸收功 A_{KV} /J	硬度 HBS	
ZG34Cr2Ni2Mo（ZG34CrNiMo）	调质	＜150	950～1 000	700	12	—	32	240～290	可选用于要求综合力学性能优良的铸件，如锥齿轮、小齿轮、起重机行走轮、轴等
		150～250	800～950	650	12	—	28	220～270	
		250～400	800～950	650	10	—	20	220～270	

2.2.14 铸造铬铜钢及其选用

铸造铬铜钢具有较好的耐蚀性和耐磨性，可选用于做水泥搅拌机中的磨损部件。但这种钢的加工性能和焊接性能较差，冲击韧性也较低，使用时有一定局限性。

铸造铬铜钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-47 和表 4.2-48。

表 4.2-47 铸造铬铜钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	Cr	Cu	P	S
ZG14CrCu	0.10～0.18	0.17～0.37	≤0.5	4.5～5.5	0.9～1.1	≤0.03	≤0.03

表 4.2-48 铸造铬铜钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理		力学性能							选 用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HRB	硬度 HRC	
ZG14Cr5Cu	退火 正火	880～900 920	590	685	13～17	50	30	95	—	可选用于水轮机耐泥沙磨损铸件等
	回火 回火	600 400	1 080	1 275	8～12	30	30	—	35	

2.2.15 铸造铜钢及其选用

铸造铜钢具有优良的抗大气腐蚀的能力，并有时效硬化特性，但是经淬火处理后易出现裂纹，在铸型中易出现热裂，故制造较大截面（截面在 50 mm^2 以上）铸件时，宜采用较低的含铜量。铸造铜钢可选用于林业用挖掘机、推上机上的一般零件。

铸造铜钢的化学成分及其选用可参见表 4.2-49 和表 4.2-50。

表 4.2-49 铸造铜钢的化学成分①（质量分数） %

钢 号	C	Mn	Si	Ni	Cu	Cr	Mo
ZGCu－Ni	0.08～0.10	1.6～1.9	0.20～0.35	0.85～1.00	1.10～1.30	0.40～0.65	0.16～0.20
ZGCu－Mn	0.35	1.5	0.85	0.50	0.85～1.30	0.35	0.20
ZGCu－Mn－Si	0.20	0.90～1.50	0.85～1.50	—	1.50～1.80	—	—

① 除另给的范围外，均为最大含量。

表 4.2-50 铸造铜钢的选用

钢 号	选 用	备 注
ZGCu－Ni	主要选用于林业机械中要求具有高强度的零件	经正火加时效强化后，屈服强度 $\delta_{0.2}$ 可达 500 MPa，抗拉强度 σ_b 接近 700 MPa
ZGCu－Mn	主要选用于林业用挖掘机和推土机上要求耐磨的零件	
ZGCu－Mn－Si	主要选用于林业机械中要求具有较好综合力学性能的零件	

2.2.16 铸造钼钢及其选用

铸造钼钢具有较好的高温力学性能和冲击韧性，可选用于汽轮机的汽缸、隔板等零件。

铸造钼钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-51 和表 4.2-52。

表 4.2-51 铸造钼钢的化学成分（质量分数）%

钢号	C	Si	Mn	Mo	P	S
ZG20Mo	0.15～0.25	0.20～0.50	0.50～0.80	0.40～0.60	≤0.04	≤0.04
ZG22Mo	0.18～0.23	0.30～0.60	0.50～0.80	0.35～0.45	≤0.035	≤0.035

表 4.2-52 铸造钼钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理		力学性能						选 用
	方式	温度/℃	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG20Mo	正火 回火	900～920 600～650	240	440	10	28	50	135	可选用于汽轮机中工作在 450℃以下的汽缸、隔板等
ZG22Mo	正火 回火	910～930 640～660	245	440	15	35	50	193～207	

2.3 微量合金化铸钢及其选用

微量合金化铸钢是低合金高强度铸钢的一个新的发展，通常它是以元素周期表中 VB 族的钒、铌、钽、ⅣB 族的钛、锆、ⅡA 族的铍，ⅢA 族的硼和稀土元素等为合金化元素，它们在钢中的含量一般不超过 0.10%（质量分数）（少数情况下，也可能略高于此值），故称之为微量合金化铸钢。

目前，常用的微量合金化铸钢有：钒、铌系微量合金化铸钢，硼系微量合金化铸钢，稀土微量合金化铸钢。

2.3.1 钒、铌系微量合金化铸钢及其选用

钒、铌系微量合金化铸钢具有强度高、韧性好、综合力学性能好，同时还具有良好的焊接性能，可选用于阀门、铁路车钩以及化工机械产品零件。

钒、铌系微量合金化铸钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-53 和表 4.2-54。

表 4.2-53 钒、铌系微量合金化铸钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Mn	Si	P	S	Al	Cu	Ti	Nb	V	Mo
ZG06MnNb	≤0.07	1.2～1.6	0.17～0.37	≤0.015	≤0.015	—	—	—	0.02～0.04	—	—
06Mn2AlCuTi 铸	≤0.06	1.8～2.0	≤0.20	≤0.02	≤0.03	0.05～0.12	0.3～0.6	0.008～0.04	—	—	—
08MnNbAlCuN 铸	≤0.08	0.9～1.3	≤0.35	≤0.02	≤0.035	0.03～0.12	0.3～0.5	—	0.03～0.09	0.064	—
MnMoNbVTi	≤0.2	≤1.39	≤0.36	≤0.019	≤0.021	—	—	≤0.019	≤0.03	0.064	0.26

表 4.2-54 钒、铌系微量合金化铸钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理	力学性能						选 用
		抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 σ_s /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS	
ZG06MnNb	900℃正火 + 600℃回火	417	262	28.7	69.4	250	—	可选用于化工机械零件
06Mn2AlCuTi 铸	—	528	453	31.0	68.6	170	—	可选用于铸钢阀门
08MnNbAlCuN 铸	940℃水淬 + 正火	400	≥300	≥21	≥60	60	—	
MnMoNbVTi	铸态 正火 正火 + 回火	755 641 631	555 372 452	13.4 22.6 23.0	32.6 51.2 54.0	14 110 121	214 161 185	可选用于铁路车钩

2.3.2 硼系微量合金化铸钢

硼系微量合金化铸钢具有很好的淬透性，强度、硬度，耐磨性也较好，且硼的资源丰富、价格低廉，可选用于汽车、拖拉机、机床的调质件。

硼系微量合金化铸钢的化学成分及其选用可参见表 4.2-55 和表 4.2-56。

表 4.2-55 硼系微量合金化铸钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Mn	Si	Cr	Mo	V	B
ZG40B	0.37～0.44	0.50～0.80	0.17～0.37	—	—	—	0.001～0.005
ZG40MnB	0.37～0.44	1.00～1.40	0.17～0.37	—	—	—	0.001～0.005
ZG40CrB	0.37～0.44	0.70～1.00	0.17～0.37	0.40～0.60	—	—	0.001～0.005
ZG20MnMoB	0.16～0.22	0.90～1.20	0.17～0.37	—	0.20～0.30	—	0.001～0.005
ZG40MnVB	0.37～0.44	1.10～1.40	0.17～0.37	—	—	0.05～0.10	0.001～0.005
ZG40CrMnMoVB	0.35～0.44	1.10～1.40	0.17～0.37	0.50～0.80	0.20～0.30	0.07～0.12	0.001～0.005

注：1. 表中化学成分是参照锻造钢种标准确定的，对于铸造钢种来讲，显然偏低。
2. 为了避免晶界析出硼化物造成"硼脆"，实际应将硼含量（质量分数）控制在 0.001%～0.003%的范围内。



表 4.2-56　硼系微量合金化铸钢的选用

钢　号	性 能 特 点	选　　用
ZG40B	钢的淬透性、耐磨性和硬度均好，经调质处理后的综合力学性能良好，一般应在调质状态下使用	可选用于性能要求高的零件，例如齿轮、凸轮等
ZG40MnB	具有高强度、高硬度和良好的室温及低温韧性，但回火稳定性稍差，有回火脆性倾向，正火后切削加工性良好，一般在调质状态下使用	可选用于汽车、拖拉机、机床等中小截面的重要调质零件
ZG40CrB	钢的淬透性好，具有良好的综合力学性能	可选用于要求表面高硬度、高耐磨的零件，例如齿轮等
ZG20MnMoB	具有良好的综合力学性能，强度高，耐磨性好，淬透性好，疲劳强度高	可选用于制造心部强度要求较高的中等载荷的齿轮等
ZG40MnVB	具有高的强度、塑性和韧性，综合力学性能好，淬透性良好，热处理过热的敏感性较小，切削加工性较好，在调质状态下使用	可选用于中等截面和中等载荷的齿轮等
ZG40CrMnMoVB	钢的淬透性好，调质处理后具有良好的综合力学性能，大多在调质状态下使用	可选用于制造截面较大并要求高强度、高韧性的重要零件，例如连杆等

2.3.3　稀土微量合金化铸钢

稀土微量合金化铸钢比普通铸造碳钢具有更细化的晶粒组织和更高的力学性能，且我国稀土资源极为丰富，因此常选用于普通铸造碳钢所选用的各个方面和类似的机器零件。

有关稀土微量合金化铸钢的选用实例可参见表 4.2-57。

表 4.2-57　稀土微量合金化铸钢的选用

产品名称	零件（铸件）名称	备　　注
煤矿用 2.5 t 防爆电机车	托架	尺寸：185 mm × 88 mm × 97 mm，为双层板状件，主要壁厚 10 mm 左右，铸件毛重 12.5 kg 化学成分（质量分数）(%)：C0.32 ~ 0.42，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.50 ~ 0.80，P≤0.05，S≤0.05，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度≥147HBS
	右旋叉子、联轴节、夹钳外壳、机架、杆件、运转件等	化学成分（质量分数）(%)：C0.32 ~ 0.42，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.50 ~ 0.80，P≤0.05，S≤0.05，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度≥147HBS
煤矿用 GYTS 型运载机	链结	尺寸：290 mm × 40 mm × 36 mm，为长杆状，主要壁厚 36 mm × 40 mm，铸件毛重2.5 kg 化学成分（质量分数）(%)：C0.42 ~ 0.52，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.5 ~ 0.8，P≤0.03，S≤0.03，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 570$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 310$ MPa，硬度 169 ~ 229HBS
	铰座杆、支承座、齿轮、负重件等	化学成分（质量分数）(%)：C0.42 ~ 0.52，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.5 ~ 0.8，P≤0.03，S≤0.03，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 570$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 310$ MPa，硬度 169 ~ 229HBS
	夹钳外壳	尺寸：82 mm × 74 mm × 39 mm，为薄壁壳形件，主要壁厚 5 mm 化学成分（质量分数）(%)：C0.32 ~ 0.42，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.5 ~ 0.8，P≤0.05，S≤0.05，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度 196 ~ 235HBS
	机架、联轴节、杆件、夹具件等	化学成分（质量分数）(%)：C0.32 ~ 0.42，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.5 ~ 0.8，P≤0.05，S≤0.05，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度 196 ~ 235HBS
煤矿用采煤机械	摇壁壳	尺寸：2 928 mm × 270 mm × 600 mm，为箱体结构，主要壁厚 35 mm，铸件毛重 650 kg 化学成分（质量分数）(%)：C0.32 ~ 0.42，Si0.20 ~ 0.45，Mn0.50 ~ 0.80，P≤0.05，S≤0.05，Cu0.5 ~ 0.7，RE 微量 力学性能：抗拉强度 $\sigma_b \geq 500$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 270$ MPa，硬度 196 ~ 235HBS
煤矿用粉碎机	蜗母轮	尺寸：ϕ1 920 × 450 mm，为双层轮辐结构，啮合特性为阿基米德类型，铸件毛重 3 500 kg， 化学成分（质量分数）(%)：C0.40 ~ 0.50，Si0.30 ~ 0.45，Mn1.2 ~ 1.5，P≤0.03，S≤0.03，RE0.02 ~ 0.04 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度 $\sigma_b \geq 670$ MPa，屈服强度 $\sigma_{0.2} \geq 340$ MPa，伸长率 $\delta_5$11%，硬度 196 ~ 235HBS



3 铸造中、高强度不锈钢

铸造中、高强度不锈钢，在工程应用中是以力学性能为主要目的，虽然这类钢在大气腐蚀以及较缓和腐蚀介质（如水及某些有机介质）中均具有良好的抗腐蚀能力，但其耐腐蚀性能往往不作为检验项目。常用的铸造中、高强度不锈钢有：工程结构用中、高强度铸造不锈钢和铸造沉淀硬化型不锈钢。

3.1 工程结构用中、高强度铸造不锈钢及其选用

我国制订了工程结构用中、高强度铸造不锈钢标准 GB/T 6967—1986《工程结构用中、高强度不锈钢铸件》。

3.1.1 工程结构用中、高强度铸造不锈钢牌号

工程结构用中、高强度铸造不锈钢根据其化学成分分为 7 种牌号：ZG10Cr13、ZG20Cr13、ZG10Cr13Ni1、ZG10Cr13Ni1Mo、ZG06Cr13Ni4Mo、ZG06Cr13Ni6Mo、ZG06Cr16Ni5Mo。

3.1.2 工程结构用中、高强度铸造不锈钢技术要求

1）工程结构用中、高强度铸造不锈钢牌号的化学成分应符合表 4.2-58 的规定。

表 4.2-58 工程结构用中、高强度铸造不锈钢的化学成分[①]（质量分数） %

牌号＼化学成分	C	Cr	Ni	Si	Mn	Mo	P	S	残余元素			
									Cu	V	W	总量
ZG10Cr13	0.15	11.5 ~ 13.5	—	1.00	0.60	—	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80
ZG20Cr13	0.16 ~ 0.24	11.5 ~ 13.5	—	1.00	0.60	—	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80
ZG10Cr13Ni1	0.15	11.5 ~ 13.5	1.00	1.00	1.00	0.50	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.08
ZG10Cr13Ni1Mo	0.15	11.5 ~ 13.5	1.00	1.00	1.00	0.15 ~ 1.00	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80
ZG06Cr13Ni4Mo	0.07[②]	11.5 ~ 13.5	3.5 ~ 5.0	1.00	1.00	0.40 ~ 1.00	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80
ZG06Cr13Ni6Mo	0.07[②]	11.5 ~ 13.5	5.0 ~ 6.5	1.00	1.00	0.40 ~ 1.00	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80
ZG06Cr16Ni5Mo	0.06	15.5 ~ 17.5	4.5 ~ 6.0	1.00	1.00	0.40 ~ 1.00	0.035	0.030	0.50	0.03	0.10	0.80

① 表中数值除给出范围者外，均为最大值。
② 铸焊结构工程使用时碳含量（质量分数）≤0.06%。

2）工程结构用中、高强度铸造不锈钢的力学性能应符合表 4.2-59 的规定。其中冲击韧度数值，如果需方无要求，制造厂可不检验。

表 4.2-59 工程结构用中、高强度铸造不锈钢的力学性能

牌 号	最小值					
	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	A_{kV}/J	HBS
ZG10Cr13	343	539	18	40	—	163 ~ 229
ZG20Cr13	392	588	16	35	—	170 ~ 235
ZG10Cr13Ni1	444	588	16	35	—	170 ~ 241
ZG10Cr13Ni1Mo	444	620	16	35	—	170 ~ 241
ZG06Cr13Ni4Mo	550	750	15	35	50	217 ~ 286
ZG06Cr13Ni6Mo	550	750	15	35	50	221 ~ 286
ZG06Cr16Ni5Mo	588	785	15	35	40	221 ~ 286

3）铸件必须经过热处理。如果订货无特殊要求，热处理工艺由制造厂决定。热处理工艺若采用下列各工序时，应符合下述规定：

① 退火：应在高于 600℃的适当温度范围进行。

② 正火和淬火：应在 A_{c_3} 点以上进行。

③ 回火：应在 A_{c_1} 点上下进行一次或二次。

3.1.3 工程结构用中、高强度铸造不锈钢选用

工程结构用中、高强度铸造不锈钢的性能特点及其选用可参见表 4.2-60。

表 4.2-60 工程结构用中、高强度铸造不锈钢的性能特点及其选用

牌 号	性能特点及其选用
ZG10Cr13	铸造性能较好，具有良好的力学性能。在大气、水和弱腐蚀介质（加盐水溶液、稀硝酸及某些浓度不高的有机酸）和温度不高的情况下，均有良好的耐蚀性。可选用于承受冲击负荷、要求韧性高的铸件，例如泵壳、阀、叶轮、水轮机转轮或叶片、螺旋桨等
ZG20Cr13	基本性能与 ZG10Cr13 相似。由于碳含量比 ZG10Cr13 高，故具有更高的硬度。但耐腐蚀性较低、焊接性能较差，用途也与 ZG10Cr13 相似，可选用于较高硬度的铸件，例如热油油泵、阀门等
ZG10Cr13Ni1	比 ZG10Cr13 有更好的力学性能和抗蠕变性，有较高的高温强度和高温抗氧化性，可选用于制造较高载荷下工作的零件，例如泵、阀、齿轮等
ZG10Cr13Ni1Mo	具有高强度、高韧性和良好的淬透性，以及较高的高温强度和硬度，可选用于制造较高载荷下工作的重要零件，例如齿轮、滑轮、轴套等
ZG06Cr13Ni4Mo ZG06Cr13Ni6Mo ZG06Cr16Ni5Mo	具有良好的力学性能、疲劳性能、大载面均一性能和焊接性能，可选用于重要工程中要求较高强度性能的零件，例如压缩机叶轮、水轮机转轮、压力容器、原子能电站铸件等

选用工程结构用中、高强度不锈钢时尚需注意：

1）标准 GB/T 6967—1986《工程结构用中、高强度不锈钢》是一种铸造马氏体不锈钢，并以力学性能为其主要选用和验收依据，而其耐腐蚀性能一般不作为检验项目。

2）表 4.2-59 中，牌号为 ZG10Cr13、ZG20Cr13、ZG10Cr13Ni1、ZG10Cr13Ni1Mo 的中、高强度不锈钢的力学性能只适用于壁厚为 100 mm 以下的铸件；牌号为 ZG06Cr13Ni4Mo、ZG06Cr13Ni6Mo、ZG06Cr16Ni5Mo 的中、高强度不锈钢的力学性能只适用于壁厚为 200 mm 以下的铸件。

3）对于壁厚小于 500 mm 的铸件，表 4.2-59 中的力学性能的相应降低数值，应依据不同制造工艺由供需双方商定。

有关工程结构用中、高强度铸造不锈钢的选用实例可参见表 4.2-61。

表 4.2-61　工程结构用中、高强度不锈钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
1）工程结构用中、高强度不锈钢 ZG10Cr13		
12.5 万 kW 汽轮机	低压缸末级隔板的变扭联合气动成型静叶片（俗称马力型叶片）	尺寸：810 mm × 325 mm × 125 mm，最厚部位为 51 mm，最小为 $R3$ mm，毛坯重 50 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.10 ~ 0.15，Cr12.00 ~ 14.00，Si ≤ 0.60，Mn ≤ 0.60，Ni ≤ 0.03，P ≤ 0.035 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度 $\sigma_b > 549$ MPa，屈服点 $\sigma_s > 392$ MPa，伸长率 $\delta_5 > 15\%$，断面收缩率 $\psi > 40\%$，硬度 187 ~ 235HBS
	静叶、喷嘴等	化学成分（质量分数）（%）：C0.12，Cr12.57，Si0.42，Mn0.6，S0.012，P0.020 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b680 MPa，屈服点 σ_s496 MPa，伸长率 $\delta_5$24.2%，断面收缩率 ψ63.5%，硬度 215HBS
30 万 kW 汽轮机	第 25 级隔板静叶片	尺寸：867 mm × 300 mm × 53 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.10 ~ 0.15，Si < 0.66，Mn < 0.66，Cr12.00 ~ 14.00，Ni < 0.06，P < 0.035，S < 0.035 热处理：调质处理 力学性能：调质处理后，抗拉强度 $\sigma_b > 753$ MPa，屈服点 σ_s586 MPa，伸长率 $\delta_5$21.5%，断面收缩率 ψ53.9%，硬度 236HBS
不锈钢泵	泵体	热处理：消除内应力退火，温度为（870 ± 10）℃
2）工程结构用中、高强度不锈钢 ZG20Cr13		
30 万 kW 汽轮机	主油泵叶轮	尺寸：ϕ415 × 190 mm，毛重为 60 kg，壁厚 6 ~ 20 mm 化学成分（质量分数）（%）：C0.19，Si0.65，Mn0.63，Cr13.32，P0.023，S0.015 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度 $\sigma_b > 18$ MPa，屈服点 σ_s527 MPa，伸长率 $\delta_5$24.4%，断面收缩率 ψ63.3%，硬度 224HBS
	静叶	化学成分（质量分数）（%）：C0.17，Si0.25，Mn0.33，Cr13.38，P0.018，S0.015 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度 σ_b725 MPa，屈服点 σ_s580 MPa，伸长率 $\delta_5$22.4%，断面收缩率 ψ59.4%，硬度 224HBS
3）工程结构用中、高强度不锈钢 ZG10Cr13Ni1		
回转式水轮机	叶片	厚度 < 200 mm，重量 < 10 000 ~ 15 000 kg 热处理：正火 + 回火 力学性能：正火回火后，屈服强度 $\sigma_{0.2}$456 MPa，抗拉强度 σ_b590 MPa，伸长率 $\delta_5$14，断面收缩率 ψ30%，冲击韧度 a_K30 J/cm^2，硬度 196 ~ 229HBS
4）工程结构用中、高强度不锈钢 ZG06Cr13Ni4Mo		
950 MPa 压缩机	叶轮	化学成分（质量分数）（%）：C0.04，Mn0.4，Si0.2，P0.030，S0.030，Cr12.0，Ni3.75，Mo0.4
800 MPa 冲击式水轮机	转轮	
12.5 万 kW 轴流式水轮机机组	叶片	重量 25 t，法兰直径 500 mm 的 ZG06Cr13Ni4Mo 钢叶片
5）工程结构用中、高强度不锈钢 ZG06Cr13Ni6Mo		
70 万 kW 混流式水轮机机组	转轮	重量 500 t



3.2 铸造沉淀硬化型不锈钢及其选用

铸造沉淀硬化型不锈钢有含铜的马氏体不锈钢和含镍的马氏体时效钢。

3.2.1 含铜的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢及其选用

含铜的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢的金相组织是马氏体基体上有较少量的残余奥氏体和δ型铁素体，经过时效强化后有亚微观的沉淀相析出，析出相主要成分是Cu，并有少量Mo的偏析。它具有较高的屈服强度和抗拉强度，并有良好的耐腐蚀性能，有一定的塑性和良好的耐磨性和焊接性能，一般应在固溶状态机械加工，然后在480～600℃进行时效处理，由于用较低温度时效处理，铸件的变形、内应力和氧化皮等均可减轻或避免。因此，此钢种常选用于造船工业、航空工业、电力工业等要求有高强度和一定耐蚀性、耐磨性的铸件，例如叶片、泵、阀等。

含铜的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢的典型化学成分和力学性能可参见表4.2-62和表4.2-63。

表4.2-62 含铜的马氏体铸造硬化型不锈钢的典型化学成分（质量分数） %

序号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	P	S
1	0.05	≤1.0	≤1.0	17	4	—	2.5	≤0.035	≤0.030
2	≤0.07	≤1.0	≤1.0	14	4	2	2.5	≤0.035	≤0.030

表4.2-63 含铜的马氏体铸造硬化型不锈钢的典型力学性能

序号	热处理	力学性能				
		屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	断面收缩率 ψ /%	冲击吸收功 A_K/J	硬度 HBS
1	硬化	1 390	940	12	16	383
	回火	1 000	790	18	27	310
2	硬化	1 350	1 080	12	23	429
	回火	1 065	925	19	40	331

3.2.2 含镍的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢及其选用

含镍的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢的金相组织是低碳马氏体，经过时效强化后晶粒细化，并出现较显著的碳偏析以及钛和钼的偏析。它具有超高强度，并可在软化条件下加工，随后又可硬化处理。因此，此钢种常选用于航空工业中要求强度与重量比高的零件以及模具制造和需要加工的复杂形状结构件。

含镍的马氏体铸造沉淀硬化型不锈钢的典型化学成分（%）（质量分数）为：C0.01，Si0.03，Mn0.01，P0.001，S0.006，Mo4.8，Ni17.0，Al0.065，B0.001 5，Co10.0，Ti0.26，Zr痕迹。

它的力学性能如下：

1 150℃固溶水淬＋475℃时效

屈服点 σ_s/MPa 1 560

伸长率 δ/% 11

断面收缩率 ψ/% 35.5

900℃固溶空冷＋475℃时效

屈服点 σ_s/MPa 1 837

伸长率 δ/% 5

断面收缩率 ψ/% 13.5

4 铸造耐磨钢

铸造耐磨钢是具有良好耐磨性能的铸钢。

常用的铸造耐磨钢有：铸造耐磨锰钢、铸造耐磨中铬钢、铸造耐磨低合金钢、铸造耐磨碳钢、铸造耐磨石墨钢等。

4.1 铸造耐磨锰钢及其选用

铸造耐磨锰钢具有韧性高和加工硬化的特点，可选用于冲击磨料磨损工况的使用零件，也是选用最广泛的一种铸造耐磨钢。

铸造耐磨锰钢有标准型的Mn13铸造高锰钢和非标准型的Mn17铸造高锰钢以及铸造耐磨中锰钢之分。

4.1.1 标准型Mn13铸造高锰钢及其选用

我国制订了Mn13铸造高锰钢标准《高锰钢铸件》（GB/T 5680—1998）。

（1）标准型Mn13铸造高锰钢牌号

标准型Mn13铸造高锰钢根据其化学成分分为5种牌号：ZGMn13-1，ZGMn13-2，ZGMn13-3，ZGMn13-4，ZGMn13-5。

（2）标准型Mn13铸造高锰钢技术要求

1）除另有规定外，炼钢方法和铸造工艺由供方自行决定。

2）标准型Mn13铸造高锰钢牌号的化学成分应符合表4.2-64的规定。

表4.2-64 标准型Mn13铸造高锰钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Mn	Si	Cr	Mo	S≤	P≤
ZGMn13-1	1.00～1.45	11.00～14.00	0.30～1.00	—	—	0.040	0.090
ZGMn13-2	0.90～1.35	11.00～14.00	0.30～1.00	—	—	0.040	0.070
ZGMn13-3	0.95～1.35	11.00～14.00	0.30～0.80	—	—	0.035	0.070
ZGMn13-4	0.90～1.30	11.00～14.00	0.30～0.80	1.50～2.50	—	0.040	0.070
ZGMn13-5	0.75～1.30	11.00～14.00	0.30～1.00	—	0.90～1.20	0.040	0.070

注：ZGMn13系铸造高锰钢，“-”后阿拉伯数字表示品种代号。

3）标准型Mn13铸造高锰钢件必须进行水韧处理，并应均匀地加热和保温，水韧处理温度不低于1 040℃，确保铸件中的碳化物均匀、固溶。

4）经水韧处理后试样的力学性能（屈服强度、抗拉强度、伸长率）应符合表4.2-65的规定。

5）当硬度作为验收条件时，在订货协议中可规定双方协商的硬度值作为验收依据。

6）水韧处理后试样的显微组织应为奥氏体或奥氏体加碳化物。其中：

① 未溶碳化物级别不大于W3级为合格。

② 析出碳化物级别不大于X3级为合格。

③ 过热碳化物级别不大于G2级为合格。

④ 非金属夹杂物不大于4A和4B级为合格。

（3）标准型Mn13铸造高锰钢选用

由于标准型Mn13铸造高锰钢的锰含量和碳含量较高，钢的铸态组织为奥氏体及碳化物，经1 050℃左右加热水淬



处理（通常称为水韧处理）后，绝大部分碳化物固溶于奥氏体中，钢的组织为单相奥氏体或奥氏体加少量碳化物，因此该钢种具有良好的塑性和韧性，裂纹扩展速率很低，使用安全可靠，同时该钢种在较大的冲击载荷或接触应力的作用下，表面层会迅速产生加工硬化，表面硬度急剧升高可达500～700HBW，因此又具有良好的耐磨性。这种内韧外硬的特性，特别适合选用于冲击磨料磨损和高应力碾碎磨料磨损工况，也常选用于制造球磨机衬板、锤式破碎机锤头、颚式破碎机颚板、圆锥破碎机轧臼壁、破碎壁、挖掘机斗齿、斗壁、铁道道岔、拖拉机和坦克的履带板等抗冲击、抗磨损的铸件。

为了提高标准型 Mn13 铸造高锰钢件的初始硬度，可在使用以前，用机械或爆炸等方法使之表面加工硬化（>450HBS）。

有关标准型 Mn13 铸造高锰钢的选用范围和选用实例可参见表 4.2-66 和表 4.2-67。

4.1.2 Mn17 铸造高锰钢及其选用

Mn17 铸造高锰钢是在标准型 Mn13 铸造高锰钢的基础上增加了锰量，从而进一步提高了钢的强度和韧性，提高了钢的加工硬化能力和耐磨性，可选用于厚大断面的耐磨钢铸件，例如铁路辙叉、风扇磨冲击板等。

Mn17 铸造高锰钢的典型化学成分和力学性能可参见表 4.2-68 和表 4.2-69。

表 4.2-65 标准型 Mn13 铸造高锰钢的力学性能

牌号	力学性能				
	屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	冲击韧度 a_{KU} /J·cm^{-2}	硬度 HBS
ZGMn13-1	—	≥635	≥20	—	—
ZGMn13-2	—	≥685	≥25	≥147	≤300
ZGMn13-3	—	≥735	≥30	≥147	≤300
ZGMn13-4	≥390	≥735	≥20	—	≤300
ZGMn13-5	—				

表 4.2-66 标准型 Mn13 铸造高锰钢的适用范围

牌号	适用范围
ZGMn13-1	用于低冲击铸钢件
ZGMn13-2	用于普通铸钢件
ZGMn13-3	用于复杂铸钢件
ZGMn13-4	用于特殊耐磨铸钢件
ZGMn13-5	用于特殊耐磨铸钢件

表 4.2-67 标准型 Mn13 铸造高锰钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备注
1）铸造高锰钢 ZGMn13-1		
ЭКГ-4 挖掘机	履带板	尺寸：900 mm×470 mm×200 mm，铸件重 180 kg
	斗齿	尺寸：920 mm×320 mm×150 mm，铸件重 118 kg
1 500/300 破碎机	下部护板	尺寸：ϕ3 250×1 150 mm，铸件重 10 700 kg
ϕ2 100 圆锥破碎机	轧臼壁	尺寸：ϕ2 220×800 mm，铸件重 3 250 kg
ϕ3 200×3 100 球磨机	衬板	尺寸：1 000 mm×480 mm×135 mm，铸件重 250 kg
2）铸造高锰钢 ZGMn13-2		
ϕ2 400×7 000 mm 球磨机	衬板	尺寸：494 mm×308 mm，主要壁厚 40 mm，铸件毛重 40 kg 化学成分（质量分数）（%）：C0.90～1.35，Si0.30～1.00，Mn11.00～14.00，P≤0.070，S≤0.040 热处理：水韧处理 力学性能：水韧处理后，抗拉强度 σ_b>750 MPa，伸长率 $\delta_5$30%，硬度 225HBS
	隔仓板、防梯衬板、边护板、锤头等	化学成分（质量分数）（%）：C0.90～1.35，Si0.30～1.00，Mn11.0～14.00，P≤0.070，S≤0.040 热处理：水韧处理 力学性能：水韧处理后，抗拉强度 σ_b≥685 MPa，伸长率 δ_5≥25%，硬度≤300HBS
3）铸造高锰钢 ZGMn13-4		
颚式破碎机	活动颚板	尺寸：1 075 mm×955 mm×150 mm，主要壁厚 120 mm，铸件毛重 950 kg 化学成分(质量分数)(%)：C0.95～1.30，Si0.30～0.80，Mn11.00～14.0，Cr1.50～2.50，P≤0.070，S≤0.040 热处理：水韧处理 力学性能：水韧处理后，抗拉强度 σ_b820 MPa，伸长率 $\delta_5$25%，硬度 245HBS
	固定颚板、斗齿、轧臼壁、破碎壁等	化学成分(质量分数)(%)：C0.95～1.30，Si0.30～0.80，Mn11.00～14.00，Cr.50～2.50，P≤0.070，S≤0.040 热处理：水韧处理 力学性能：水韧处理后，抗拉强度 σ_b≥735 MPa，伸长率 δ_5≥20%，硬度≤300HBS

3

表 4.2-68 Mn17 铸造高锰钢的典型化学成分（质量分数） %

钢号①	C	Si	Mn	P	S	Cr
GX120Mn17	1.05～1.35	0.3～0.9	16～19	≤0.60	≤0.45	—
GX120Mn17Cr2	1.05～1.35	0.3～0.9	16～19	≤0.60	≤0.45	1.5～2.5

① 摘自ISO奥氏体锰钢铸件国际标准〔ISO 13521：1999(E)〕。

表 4.2-69 Mn17 铸造高锰钢的力学性能

钢 号	力学性能					
	抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_{KV} /J·cm^{-2}	硬度 HBS
GX120Mn17Cr2	≥750	≥430	≥30	≥30	≥100	200～240

4.1.3 铸造耐磨中锰钢及其选用

铸造耐磨中锰钢是指锰含量 w（Mn）为5%～9%的铸钢，此种钢经水韧处理后的组织为奥氏体基体。含钼的铸造耐磨中锰钢具有高的屈服强度和韧性以及高的原始表面硬度和耐磨性，可选用于冲击不太大的磨损工况工作的铸件，例如破碎机颚板等。

铸造耐磨中锰钢的典型化学成分可参见表4.2-70。

表 4.2-70 铸造耐磨中锰钢的典型化学成分（质量分数） %

钢号①	C	Si	Mn	P	S	Mo
GX120MnMo7－1	1.05～1.35	0.3～0.9	6～8	≤0.060	≤0.045	0.9～1.2

① 摘自ISO奥氏体锰钢铸件国际标准〔ISO 13521：1999(E)〕。

4.2 铸造耐磨中铬钢及其选用

铸造耐磨中铬钢是指铬含量（质量分数）为3.5%～7%的铸钢，此种钢经高温空淬＋低温回火热处理后的显微组织以马氏体为主。钢的强韧性良好，屈服强度高，硬度适宜，其使用特点是不断裂、不变形、耐磨损，可选用于球磨机衬板、锤式破碎机中小型锤头、反击式破碎机板锤、颚式破碎机中小型颚板以及耐磨管道等非大冲击磨料磨损工况的耐磨件。

铸造耐磨中铬钢的化学成分和力学性能可参见表4.2-71和表4.2-72。

表 4.2-71 铸造耐磨中铬钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	S	P
ZG30Cr5Mo	0.20～0.35	0.4～1.0	0.5～1.2	3.8～6.0	0.2～0.8	≤0.5	≤0.04	≤0.04
ZG40Cr5Mo	0.36～0.45	0.4～1.0	0.5～1.2	3.8～6.0	0.2～0.8	≤0.5	≤0.04	≤0.04
ZG50Cr5Mo	0.46～0.55	0.4～1.0	0.5～1.2	3.8～6.0	0.2～0.8	—	≤0.04	≤0.04
ZG60Cr5Mo	0.56～0.70	0.4～1.0	0.5～1.2	3.8～6.0	0.2～0.8	—	≤0.04	≤0.04

表 4.2-72 铸造耐磨中铬钢的力学性能

钢 号	金相组织	力学性能			
		抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 σ_s /MPa	冲击韧度 a_{KV} /J·cm^{-2}	硬度 HRC
ZG30Cr5Mo	M＋B＋A′	≥1 200	≥800	≥100	≥40
ZG40Cr5Mo	M＋A′	≥1 500	≥900	≥25	≥44
ZG50Cr5Mo	M＋A′＋C	≥1 300	—	≥20	≥45
ZG60Cr5Mo	M＋A′＋C	≥1 200	—	≥15	≥50

注：M-马氏体，B-贝氏体，A′-残余奥氏体，C-碳化物。

4.3 铸造耐磨低合金钢及其选用

铸造耐磨低合金钢的常用添加合金元素有：Mo、Cr、Mn、Ni和Si等。添加这些合金元素的主要目的在于提高钢的淬透性、强度、韧性和耐磨性。因此，铸造耐磨低合金钢的力学性能，特别是硬度和韧性可在很大的范围内调整，可根据不同的使用条件将强度、冲击韧性和耐磨性进行综合考虑和匹配，只要不因脆性而引起断裂，其耐磨性随硬度的提高而增加。通常，铸造耐磨低合金钢的强度和硬度高于铸造耐磨锰钢，而在非大冲击磨损工况工作时可替代铸造耐磨锰钢；铸造耐磨低合金钢的塑性和韧性高于抗磨铸铁，而在一定冲击载荷的磨损工况下工作，其使用寿命高于抗磨铸铁。

铸造耐磨低合金钢按其热处理和碳含量可分为水淬低合金马氏体耐磨铸钢、油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢、正火低合金珠光体耐磨铸钢、低合金贝氏体、贝氏体－马氏体复相耐磨铸钢等。

4.3.1 水淬低合金马氏体耐磨铸钢及其选用

该钢是碳含量（质量分数）为0.20%～0.35%的多元低合金钢，经水淬和回火热处理，可得到马氏体组织，硬度高，耐磨性好，具有较好的强韧性配合，使用中不易变形和断裂，可广泛选用于大、中型耐磨件，例如挖掘机、装载机及拖拉机的斗齿、履带板、中小型颚板、板锤、锤头、球磨机衬板等。

水淬低合金马氏体耐磨铸钢的典型化学成分、力学性能可参见表4.2-73和表4.2-74。

有关水淬低合金马氏体耐磨铸钢的选用实例可参见表4.2-75。

表 4.2-73 水淬低合金马氏体耐磨铸钢的典型化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	B	RE
ZG31Mn2SiREB	0.25～0.35	0.8～1.1	1.0～1.6	≤0.03	≤0.03	—	—	—	—	—	—	0.005～0.007	0.10～0.15
ZG31CrMn2SiREB	0.27～0.33	0.8～1.1	1.0～1.5	≤0.03	≤0.03	0.8～1.2	—	—	—	—	—	0.005～0.007	0.10～0.15



续表 4.2-73

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	V	B	RE
ZG30CrMnSiNiMoCuRE	0.30～0.35	0.8～1.2	0.8～1.3	≤0.03	≤0.03	0.8～1.2	1.0～1.2	0.2～0.5	0.5～1.5	—	—	—	0.1～0.2
ZG30CrMoSiMnTi	0.28～0.34	0.8～1.2	1.2～1.7	≤0.04	≤0.04	1.0～1.5	—	0.25～0.50	—	0.08～0.12	—	—	—
ZG28Mn2MoVBCu	0.25～0.31	0.3～0.4	1.4～1.8	≤0.03	≤0.03	—	—	0.2～0.4	0.2～0.4	—	0.08～0.12	0.002～0.005	—

表 4.2-74　水淬低合金马氏体耐磨铸钢的力学性能

钢　号	热处理	力学性能				
		抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ_5/%	冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	硬度 HRC
ZG31Mn2SiREB	1 000～1 050℃水淬＋200℃回火	≥1 550	≥1 300	—	≥30	45～52
ZG30CrMn2SiREB	1 050℃水淬＋200℃回火	—	1 300～1 398	2.8～3.2	55～65	48～50.5
ZG31CrMnSiNiMoCuRE	1 050 水淬＋200℃回火	1 186～1 228	1 439～1 487	2.1～3.5	43～57	47～51
ZG30CrMnSiMoTi	1 000℃水淬＋250℃回火	1 600	1 400	2.4	90	51
ZG28Mn2MoVBCu	1 000℃水淬＋200℃回火	1 690	—	3.6	56	47

表 4.2-75　水淬低合金马氏体耐磨铸钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备　注
1）水淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG31Mn2SiREB		
拖拉机	履带板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢，有良好的经济效益和社会效益
颚式破碎机	齿板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢，磨损量减小
2）水淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG30CrMn2SiREB		
颚式破碎机	齿板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢生产用于破碎中等硬度物料的耐磨件，提高产品使用寿命，装机使用结果如下：（见下表）
锤式破碎机	锤头 板锤	
球磨机	衬板	
200 型大型榨油机	3# 榨螺	使用寿命在相同的工况条件下（榨大豆）比原渗碳钢榨螺提高 2 倍以上，生产效率提高 1 倍
3）水淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG30CrMnSiNiMoCuRE		
球磨机	衬板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢，在钼矿和铁矿弱酸性湿磨条件下的使用寿命提高 3 倍左右
4）水淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG30CrMnSiMoTi		
ϕ3.2 m 球磨机	衬板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢，其使用寿命提高 1.5～2 倍
5）水淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG28Mn2MoVBCu		
ϕ5.5×1.8 m 自磨机	进料端衬板、格子板、弯板	代替 ZGMn13 铸造高锰钢，其使用寿命提高 30%

零件名称	破碎对象	使用效果		比高锰钢提高的百分率/%
		铸造高锰钢	ZG30CrMn2SiREB	
板锤	煤	7 天	35～45 天	400～543
齿板	铝氧化物	2 个月	4 个月	100
齿板	石料	40 t	70～90 t	75～125
衬板	水泥熟料	10～12 个月	36 个月	200～260
锤头	石料	3 000 t	9 000 t	200

4.3.2　油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢及其选用

该钢是碳含量（质量分数）为 0.3%～0.7%的多元低合金钢，经油淬或空淬和回火热处理可得到马氏体组织，由于增加了钢的碳含量，虽然适当地牺牲了一些韧性，但却提高了钢的硬度和耐磨性，因而可满足和选用于低冲击、高耐磨性工况条件下工作的零件，例如大型推土机裂土器齿尖、铲齿，中小型球磨机衬板等。

油淬或空淬低合金马氏体铸钢的典型化学成分和力学性能可参见表 4.2-76 和表 4.2-77。

有关油淬或空淬低合金马氏体铸钢的选用实例可参见表 4.2-78。



表 4.2-76　油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢的典型化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	V	B	RE
ZG34Si2MnCr2MoV	0.30~0.40	0.80~1.40	1.0~1.6	<0.03	<0.03	1.5~2.5	—	0.5~1.0	—	0.1~0.5	—	
ZG38SiMn2BRE	0.35~0.42	0.6~0.9	1.5~2.5	<0.04	<0.04	—	—	—	—	—	0.001~0.003	0.02~0.04
ZG50SiMnCrCuRE	0.45~0.55	0.6~1.2	1.3~1.8	<0.03	<0.03	1.5~2.5	—	—	0.5~1.0	—	—	0.1~1.5
ZG50SiMnCr2Mo	0.45~0.53	0.8~1.0	1.0~1.4	<0.03	<0.03	2.0~3.0	—	0.2~0.4	—	—	—	—
ZG50SiMnCrNiMo	0.3~0.7	0.8~1.2	1.0~1.5	<0.04	<0.04	1.5~2.5	0.5~1.5	0.2~1.0	—	—	—	—

表 4.2-77　油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢的力学性能

钢　号	热处理	力学性能					
		抗拉强度 σ_b /MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	伸长率 δ_5 /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HRC
ZG34Si2MnCr2MoV	1 000℃淬火 + 230℃回火	1 828	1 449	11	40	63	53
	1 000℃淬火 + 550℃回火（2 次）	1 636	1 374	11	36	46	47
ZG38SiMn2BRE	850℃水玻璃溶液淬火 + 200℃回火	1 942.7	—	1.2	3.9	63.38	55.3
	850℃水玻璃溶液淬火 + 250℃回火	1 738.8	—	3.6	7.9	66.31	54.0
ZG50SiMoCrCuRE	920℃油淬 + 250℃回火 + 800℃油淬 + 200℃回火	1 110~1 140	—	—	—	12~19	54~56
	880℃正火 + 880℃油淬 + 250℃回火	1 150~1 190	—	—	—	8~16	56~59
	950℃油淬 + 250℃回火 + 850℃油淬 + 220℃回火	1 140~1 190	—	—	—	10~17	56~59
ZG50SiMnCr2Mo	920℃风淬 + 250℃回火	—	—	—	—	—	53
ZG50SiMnCrNiMo	920~950℃空淬 + 300~350℃回火	—	—	—	—	10.6~11.2	51.0~55.5

表 4.2-78　油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢的选用举例

产品名称	零件(铸件)名称	备　注
1）油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG34Si2MnCr2MoV		
工程用 320~510 型推土机	裂土器齿尖	用它铸制的齿尖可以取代进口齿尖
2）油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG38SiMn2BRE		
矿山用 ϕ1.5×3 m 湿式溢流型球磨机	衬板	铁矿的矿石组成（%）为：$FeO_3$16，$Fe_3O_4$33，$SiO_2$45，矿石硬度 F12~21 磨球为低铬合金球墨铸铁磨球，磨球的平均硬度为 45HRC 该耐磨钢衬板的耐磨性是相同工况条件下铸造高锰钢（ZGMn13）衬板的 1.5 倍
3）油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG50SiMnCrCuRE		
矿山用中小型球磨机	衬板	在金矿的湿式腐蚀磨损工况条件下工作 该耐磨钢衬板的耐磨性在相同工况条件下比铸造高锰钢（ZGMn13）衬板的使用寿命提高 2 倍左右
4）油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG50SiMnCu2Mo		
中小型锤式破碎机	锤头	破碎物料：铁矿石 该耐磨钢锤头的使用寿命在相同工况条件下是铸造高锰钢（ZGMn13）锤头的 1.69 倍
5）油淬或空淬低合金马氏体耐磨铸钢 ZG50SiMnCrNiMo		
锤式破碎机	锤头	选用于建材、电力、矿山等部门的物料破碎，不同成分锤头的力学性能及使用效果如下：

锤头类型	破碎物料	锤头 C/%	力学性能 硬度 HRC	力学性能 冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}	使用效果（与铸造高锰钢 ZGMn13 对比）
小型锤头（6 kg）	石灰石(低硬度)	0.3~0.4	42~48	>15	提高 3 倍
	石灰石(高硬度)	0.4~0.5	48~55	>12	提高 1 倍
	钠长石	0.6~0.75	55~62	>10	提高 1 倍以上
中型锤头（13 kg）	石灰石	0.45~0.50	45~52	>15	提高 1 倍以上
	铁矿石	0.55~0.65	55~62	>10	提高近 1 倍
大型锤头（50 kg）（90 kg）	石灰石	0.4~0.5	50~55	>15	提高近 1 倍
	石灰石	0.4~0.45	45~50	>15	提高 4 倍



4.3.3　正火低合金珠光体耐磨铸钢

该钢是碳含量（质量分数）为0.55%～0.9%的高碳铬锰钼钢，经正火和回火热处理可得到珠光体基体，它具有好的韧性和抗冲击疲劳性能，高的加工硬化能力，可选用于承受一定冲击载荷的磨料磨损工况的耐磨件，例如E型磨煤机的空心大磨球及球磨机衬板等。

正火低合金珠光体耐磨铸钢的典型化学成分和力学性能可参见表4.2-79。

有关正火低合金珠光体耐磨铸钢的选用实例可参见表4.2-80。

表4.2-79　正火低合金珠光体耐磨铸钢的典型化学成分和力学性能

序号	化学成分（质量分数）/%						热处理	力学性能	
	C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo		硬度HBS	冲击吸收功A_{KV}/J
1	0.55	0.60	0.30	0	2.00	0.30	正火+回火	275	—
2	0.65	0.90	0.70	0.20	2.50	0.40	正火+回火	325	9～13
3	0.65	0.60	0.30	0	2.00	0.30	正火+回火	321	—
4	0.75	0.90	0.70	0.20	2.50	0.40	正火+回火	363	8～12
5	0.75	0.60	0.30	0	2.00	0.30	正火+回火	350	—
6	0.85	0.90	0.70	0.20	2.50	0.40	正火+回火	400	6～10

4.3.4　低合金贝氏体、贝氏体－马氏体复相耐磨铸钢及其选用

该钢是碳含量（质量分数）为0.4%～0.9%的多元低合金钢，经淬火和回火热处理可得到贝氏体组织或贝氏体－马氏体复相组织，它具有优良的综合力学性能和耐磨性能，常选用于冶金、矿山、水泥等行业中高抗冲击磨料磨损工况下使用的球磨机、破碎机上的磨球、锤头、衬板、颚板等耐磨件。

低合金贝氏体、贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢的典型化学成分和力学性能可参见表4.2-81和表4.2-82。

有关低合金贝氏体、贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢的选用实例可参见表4.3-83。

表4.2-80　正火低合金珠光体耐磨铸钢的选用实例

产品名称	零件(铸件)名称	备　注
1）正火低合金珠光体耐磨铸钢ZG80Cr2MnMo		
ϕ2.7 m球磨机	衬板	选用于钼矿 化学成分(质量分数)(%)：C0.8，Mn0.8，Si0.5，Cr2.5，Mo0.4 热处理：正火+回火 力学性能：正火回火后，硬度352～401HBS 使用寿命高于铸造高锰钢ZGMn13
2）正火低合金珠光体耐磨铸钢ZG85Cr2MnMo		
E型磨煤机	空心大磨球	热处理：正火+回火 力学性能：正火回火后，抗拉强度$\sigma_b\geq$800 MPa，屈服强度$\sigma_{0.2}\geq$500 MPa，伸长率$\delta\geq$1%

表4.2-81　低合金贝氏体、贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢的典型化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	B	RE
1）低合金贝氏体耐磨铸钢											
ZG50SiMn2Mo	0.4～0.6	1.5～2.0	2.0～3.0	<0.04	<0.035	—	—	—	微量	微量	微量
ZG50SiMn2Cr2RE	0.4～0.6	0.8～1.5	1.5～2.0	≤0.03	≤0.03	1.0～2.0	—	—	—	Mg≤0.03	≤0.03
ZG70SiMn2Cr2MoBRE	0.6～0.9	≤1.0	1.2～1.8	≤0.04	<0.04	1.5～2.0	—	0.2～0.6	—	0.004～0.008	0.12～0.2
2）低合金贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢											
ZG50SiMn3	0.40～0.60	1.5～2.0	2.5～3.5	<0.06	<0.06	—	—	—	—	—	—
ZG60Cr2NiMo	0.40～0.80	0.7～1.3	0.7～1.1	—	—	1.5～2.5	0.4～0.6	0.5～1.0	—	—	—

表4.2-82　低合金贝氏体、贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢的力学性能

钢　号	热　处　理		抗拉强度σ_b/MPa	屈服强度$\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率δ_5/%	断面收缩率ψ/%	冲击韧度a_K/J·cm^{-2}	硬度HRC
1）低合金贝氏体耐磨铸钢								
ZG50SiMn2Mo	850～900℃自然冷却至室温，然后250℃回火	近表面	1 860	1 540	6	36	16.5	52
		心部	1 850	1 485	9	39	18.5	50
ZG50SiMnCr2RE	900～930℃空冷（或风冷），250～300℃回火			—	—	—	32	54
ZG70SiMn2Cr2MoBRE	(950±10)℃空淬，250～300℃回火		—	—	—	—	20	≥50
2）低合金贝氏体-马氏体复相耐磨铸钢								
ZG50SiMn3	800℃奥氏体化，280℃等温淬火		1 082.7	—	9.4	—	30.7	48.4
ZG60Cr2NiMo	(916±20)℃风冷，(350±20)℃炉冷		—	—	—	—	>16	HS>80



表 4.2-83 低合金贝氏体、贝氏体 - 马氏体复相耐磨铸钢的选用实例

产品名称	零件（铸件）名称	备 注
1）低合金贝氏体耐磨铸钢 ZG50SiMn2Mo		
ϕ1.87 m×7 m 球磨机	磨球、磨板	用于钨矿水泥厂生产水泥熟料 使用寿命比白口铁提高 2 倍以上
PCL1250-3 立式破碎机	锤头	用于水泥原料矿破碎 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 0.5 倍
破碎机	鄂板	尺寸：250 mm×400 mm 用于钨矿选矿厂破碎钨矿石 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 1.33 倍
2）低合金贝氏体耐磨铸钢 ZG70SiMn2Cr2MoBRE		
MQY1.5×3 m 球磨机	衬板	用于金矿粗磨和细磨，矿石硬度（普氏）12～18 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 50%（粗磨，矿石入磨粒径 80%以上为 30 mm）和 56（细磨，矿石入磨粒径 90%以上为 0.071 mm）
		用于铅锌矿选矿 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 0.68 倍
GZM1.5×3 m 圆锥磨	衬板	矿石硬度为中硬，矿石入磨粒径 80%以上为 0～25 mm 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 0.53 倍
3）低合金贝氏体 - 马氏体复相耐磨铸钢 ZG50SiMn3、ZG60Cr2NiMo		
ϕ1.83 m×6.4 m、ϕ2.2 m×7 m 磨机	衬板	用于水泥研磨 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 1.5～2.5 倍
ϕ15×22 m 磨机	衬板	用于矿石研磨 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 1.5～2.5 倍
颚板破碎机	颚板（动板和静板）	尺寸：400 mm×600 mm 使用寿命比铸造高锰钢 ZGMn13 提高 3 倍以上

4.4 铸造耐磨碳钢及其选用

铸造耐磨碳钢的耐磨性主要是借表面硬化而获得。碳含量（质量分数）≥0.35%的铸造碳钢，常采用表面感应淬火或火焰淬火；碳含量<0.35%的铸造碳钢，则常用渗碳、渗氮或碳氮共渗等工艺提高耐磨性。

在铸造耐磨碳钢中，碳含量为 0.40%～0.70%的碳钢选用较多。铁路火车轮就是用碳含量为 0.60%～0.70%的铸造耐磨碳钢制造的。

4.5 铸造耐磨石墨钢及其选用

铸造耐磨石墨钢是超高碳过共析钢，成分(质量分数)为 C1.25%～1.45%、Si1.00%～1.25%、Mn0.30%～0.50%，经过适当的热处理后，一部分碳以石墨的形态析出，因而具有铸钢和铸铁的综合性能，是一种耐摩擦磨损的结构材料，多选用于制造冶金轧辊，也选用于制造模具和耐磨的结构铸件。

铸造耐磨石墨钢的铸态组织为片状珠光体和晶界上网状碳化物。

制造耐磨的结构铸件时，可采用正火加退火热处理，热处理后约有 0.5%～0.7%（质量分数）的碳成为细小的球状石墨，此外尚有粒状珠光体和球状碳化物。

制造模具时，可采用油淬加退火热处理，热处理后以石墨形态存在的碳约为 0.4%～0.5%（质量分数）。

铸造耐磨石墨钢的力学性能因其热处理规范和金相组织的不同而有很大的差异，例如抗拉强度 σ_b 为 350～1 100 MPa，伸长率 δ 为 30%～3%。加有合金元素并经调质处理的铸造耐磨石墨钢，其抗拉强度 σ_b 可以提高到 1 500 MPa。铸造耐磨石墨钢在金属型中浇注并退火后，抗拉强度 σ_b 为 820 MPa，伸长率 δ 为 7%；再经淬火加回火处理后，抗拉强度 σ_b 可达 1 200 MPa，伸长率 δ 为 7，σ_s/σ_b 为 0.6～0.7。因此，淬火回火后的铸造耐磨石墨钢，具有更高的力学性能。

5 铸造耐热钢和合金

铸造耐热钢是在超过 500℃的高温下工作，具有较好抗氧化性的铸钢。它含有能形成牢固、稳定、连续氧化膜的元素，例如铬、硅或铝等。

铸造耐热钢主要包括一般用途铸造耐热钢和非标准型铸造耐热钢以及铸造热强钢三大类。

铸造耐热合金是指具有耐热性能，又有适当铸造性能，并用于生产铸件的合金。常选用的有铸造镍基合金和铸造钴基合金等。

5.1 一般用途铸造耐热钢和合金及其选用

我国制订了一般用途铸造耐热钢和合金标准《一般用途耐热钢和合金铸件》（GB/T 8492—2002）。

5.1.1 一般用途铸造耐热钢和合金牌号

一般用途铸造耐热钢和合金根据其化学成分分为 26 种牌号：ZG30Cr7Si2，ZG40Cr13Si2，ZG40Cr17Si2，ZG40Cr24Si2，ZG40Cr28Si2，ZGCr29Si2，ZG25Cr18Ni9Si2，ZG25Cr20Ni14Si2，ZG40Cr22Ni10Si2，ZG40Cr24Ni24Si2Nb，ZG40Cr25Ni12Si2，ZG40-Cr25Ni20Si2，ZG40Cr27Ni4Si2，ZG45Cr20Co20Ni20Mo3W3，ZG10Ni3-1Cr20Nb1，ZG40Ni35Cr17Si2，ZG40Ni35Cr26Si2，ZG40Ni35Cr26-Si2Nb1，ZG40Ni38Cr19Si2，ZG40Ni38Cr19Si2Nb1，ZNiCr28Fe17-W5Si2C0.4，ZNiCr50Nb1C0.1，ZNiCr19Fe18Si1C0.5，ZNiFe18Cr-15Si1C0.5，ZNiCr25Fe20Co15W5Si1C0.45，ZCoCr28Fe18C0.3。



5.1.2　一般用途铸造耐热钢和合金技术要求

1）除另有规定外，一般用途铸造耐热钢和合金的熔炼方法和铸造工艺由供方自己决定。

2）一般用途铸造耐热钢和合金牌号的化学成分应符合表4.2-84。

3）一般用途铸造耐热钢ZG30Cr7Si2、ZG40Cr13Si2、ZG40Cr17Si2、ZG40Cr24Si2、ZG40Cr28Si2、ZGCr29Si2可以在800~850℃进行退火处理。若需要，ZG30Cr7Si2也可铸态下供货。一般用途铸造耐热钢和合金的其他牌号可不需要热处理。若需要热处理时，则热处理工艺由供需双方商定，并在定货合同中注明。

4）当供需双方协商要求提供室温力学性能时，其力学性能应符合表4.2-85的规定。

表4.2-84　一般用途铸造耐热钢和合金的化学成分（质量分数）　　%

牌　号	C	Si	Mn	P≤	S≤	Cr	Mo	Ni	其　他
ZG30Cr7Si2	0.20~0.35	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.04	6~8	0.5	0.5	
ZG40Cr13Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.03	12~14	0.5	1	
ZG40Cr17Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.03	16~19	0.5	1	
ZG40Cr24Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.03	23~26	0.5	1	
ZG40Cr28Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.03	27~30	0.5	1	
ZGCr29Si2	1.2~1.4	1.0~2.5	0.5~1.0	0.04	0.03	27~30	0.5	1	
ZG25Cr18Ni9Si2	0.15~0.35	1.0~2.5	2	0.04	0.03	17~19	0.5	8~10	
ZG25Cr20Ni14Si2	0.15~0.35	1.0~2.5	2	0.04	0.03	19~21	0.5	13~15	
ZG40Cr22Ni10Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	21~23	0.5	9~11	
ZG40Cr24Ni24Si2Nb	0.25~0.50	1.0~2.5	2	0.04	0.03	23~25	0.5	23~25	Nb1.2~1.8
ZG40Cr25Ni12Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	24~27	0.5	11~14	
ZG40Cr25Ni20Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	24~27	0.5	19~22	
ZG40Cr27Ni4Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	1.5	0.04	0.03	25~28	0.5	3~6	
ZG45Cr20Co20Ni20Mo3W3	0.35~0.60	1.0	2	0.04	0.03	19~22	2.5 3.0	18~22	Co18~22 W2~3
ZG10Ni31Cr20Nb1	0.05~0.12	1.2	1.2	0.04	0.03	19~23	0.5	30~34	Nb0.8~1.5
ZG40Ni35Cr17Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	16~18	0.5	34~36	
ZG40Ni35Cr26Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	24~27	0.5	33~36	
ZG40Ni35Cr26Si2Nb1	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	24~27	0.5	33~36	Nb0.8~1.8
ZG40Ni38Cr19Si2	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	18~21	0.5	36~39	
ZG40Ni38Cr19Si2Nb1	0.3~0.5	1.0~2.5	2	0.04	0.03	18~21	0.5	36~39	Nb1.2~1.8
ZNiCr28Fe17W5Si2C0.4	0.35~0.55	1.0~2.5	1.5	0.04	0.03	27~30		47~50	W4~6
ZNiCr50Nb1C0.1	0.1	0.5	0.5	0.02	0.02	47~52	0.5	余量	N0.16+C0.2Nb1.4~1.7
ZNiCr19Fe18Si1C0.5	0.4~0.6	0.5~2.0	1.5	0.04	0.03	16~21	0.5	50~55	
ZNiFe18Cr15Si1C0.5	0.35~0.65	2	1.3	0.04	0.03	13~19		64~69	
ZNiCr25Fe20Co15W5Si1C0.46	0.44~0.48	1 2	2	0.04	0.03	24~26		33~37	W4~6Co14~16
ZCoCr28Fe18C0.3	0.5	1	1	0.04	0.03	25~30	0.5	1	Co48~52Fe20最大值

注：表中的单个值表示最大值。

5.1.3　一般用途铸造耐热钢和合金选用

一般用途铸造耐热钢是一种高合金铸钢，主要有高铬钢、高铬镍铸钢和高镍铬铸钢。这些高合金铸钢的成分与不锈钢相近，但其碳的含量较高，从而在高温下具有较高的强度。

铬含量（质量分数）为7%~30%的高铬铸钢，有少量的Ni或不含Ni，基体组织是铁素体，在室温下塑性差。由于其在高温下强度相对较低，因此主要选用于抗燃气腐蚀条件下的工作零件，例如坩埚、炉门、底板等。

铬含量（质量分数）>18%，镍含量（质量分数）>8%的高铬镍铸钢，其铬含量总是超过其镍含量，基体组织是奥氏体，有一些钢中有少量铁素体。与高铬铸钢相比，高温强度和塑性较高，高温下耐腐蚀能力也较强，因此可选用于温度高达1 100℃的环境中工作的零件，例如矿石焙烧炉和热处理炉构件，但是在649~871℃时易产生σ相。

镍含量>23%，铬含量>10%的高镍铬铸钢，其镍含量总是高于铬含量，基体组织是单一的奥氏体，并具有较好的抗热冲击和热疲劳性能，因此常选用于温度高达1 100℃的环境中的承载零件，例如加热炉传送带、螺杆、紧固件等。

一般用途铸造耐热合金也是一种高合金，主要有镍基和钴基，在高温下均具有很高的强度，因此多选用于温度高达1 200℃的环境中工作的零件。



总之，一般用途铸造耐热钢和合金已广泛选用于一般工程中工作温度超过 650℃的各种耐热条件下工作的零件，各牌号选用的最高使用温度可参见表 4.2-86。但应注意，表中的最高使用温度数据仅适用于牌号间的比较，通常在选用牌号时还应考虑环境、载荷等实际使用条件以及其经济性。

表 4.2-85　一般用途铸造耐热钢和合金的力学性能（室温）

牌　号	力学性能			
	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa ≥	抗拉强度 σ_b/MPa ≥	伸长率 δ/% ≥	硬度 HBS
ZG30Cr7Si2				
ZG40Cr13Si2				300①
ZG400Cr17Si2				300①
ZG40Cr24Si2				300①
ZG40Cr28Si2				320①
ZGCr29Si2				400①
ZG25Cr18Ni9Si2	230	450	15	
ZG25Cr20Ni14Si2	230	450	10	
ZG40Cr22Ni10Si2	230	450	8	
ZG40Cr24Ni24Si2Nb	220	400	4	
ZG40Cr25Ni12Si2	220	450	6	
ZG40Cr25Ni20Si2	220	450	6	
ZG40Cr27Ni4Si2	250	400	3	400②
ZG45Cr20Co20Ni20Mo3W3	320	400	6	
ZG10Ni31Cr20Nb1	170	440	20	
ZG40Ni35Cr17Si2	220	420	6	
ZG40Ni35Cr26Si2	220	440	6	
ZG40Ni35Cr26Si2Nb1	220	440	4	
ZG40Ni38Cr19Si2	220	420	6	
ZG40Ni38Cr19Si2Nb1	220	420	4	
ZNiCr28Fe17W5Si2C0.4	220	400	3	
ZNiCr50Nb1C0.1	230	540	8	
ZNiCr19Fe18Si1C0.5	220	440	5	
ZNiFe18Cr15Si1C0.5	200	400	3	
ZNiCr25Fe20Co15W5Si1C0.46	270	480	5	
ZCoCr28Fe18C0.3	③	③	③	③

① 退火态最大 HB 硬度值，铸件也可以铸态提供，此时硬度限制就不适用。
② 最大 HBS 值。
③ 由供需双方协商确定。

5.2　非标准型铸造耐热钢及其选用

非标准型铸造耐热钢也是一种耐热不起皮钢或抗氧化钢。它在高温下具有良好的抗氧化性，但对钢的高温强度无严格要求。

非标准型铸造耐热钢主要有铬耐热铸钢、铬镍耐热铸钢、镍铬耐热铸钢、铬锰氮耐热铸钢和铝锰耐热铸钢。

表 4.2-86　一般用途铸造耐热钢和合金的最高使用温度

钢　号	最高使用温度①/℃
ZG30Cr7Si2	750
ZG40Cr13Si2	850
ZG40Cr17Si2	900
ZG40Cr24Si2	1 050
ZG40Cr28Si2	1 100
ZGCr29Si2	1 100
ZG25Cr18Ni9Si2	900
ZG25Cr20Ni14Si2	900
ZG40Cr22Ni10Si2	950
ZG40Cr24Ni24Si2Nb	1 050
ZG40Cr25Ni12Si2	1 050
ZG40Cr25Ni20Si2	1 100
ZG40Cr27Ni4Si2	1 100
ZG45Cr20Co20Ni20Mo3W3	1 150
ZG10Ni31Cr20Nb1	1 000
ZG40Ni35Cr17Si2	980
ZG40Ni35Cr26Si2	1 050
ZG40Ni35Cr26Si2Nb1	1 050
ZG40Ni38Cr19Si2	1 050
ZG40Ni38Cr19Si2Nb1	1 100
ZNiCr28Fe17W5Si2C0.4	1 200
ZNiCr50Nb1C0.1	1 050
ZNiCr19Fe18Si1C0.5	1 100
ZNiFe18Cr15Si1C0.5	1 100
ZNiCr25Fe20Co15W5Si1C0.46	1 200
ZCoCr28Fe18C0.3	1 200

① 最高使用温度取决于实际使用条件，所列数据仅供参考。这些数据适用于氧化气氛，实际的合金成分对其也有影响。

铬耐热铸钢含 Cr 高，在室温下塑性差，在高温下强度较低，可选用于抗燃气腐蚀下的铸件，例如高温加热炉的炉底板、托座等。

铬镍耐热铸钢含 Cr 和 Ni 高，且含 Cr 高于含 Ni。与铬耐热铸钢相比，高温强度和塑性较高，高温下耐腐蚀能力较强可选用于在高温下工作的铸件，例如盐浴炉坩埚、热处理炉炉条和炉底板等。

镍铬耐热铸钢含 Ni 和 Cr 高，且含 Ni 高于含 Cr。与铬耐热铸钢相比，具有较好的抗热冲击和热疲劳性能，可选用于在高温下承受载荷的铸件，例如热处理炉导轨、轮子、夹具以及乙烯裂解管等。

铬锰氮耐热铸钢是种耐热不起皮钢，只有良好的抗氧化性，可选用于在 900℃温度下工作的铸件，例如热处理炉炉底板、坩埚等。

铝锰耐热铸钢可选用于在 950℃温度下工作的铸件，例如热处理炉托盘、坩埚等。

非标准型耐热铸钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-87 至表 4.2-89。



表 4.2-87　非标准型耐热铸钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	Cu	Al	N	P	S
ZG40Cr9Si2	0.35～0.50	≤0.70	2.00～3.00	8.00～10.00	—	—	—	—	—	≤0.035	≤0.030
ZG30Cr18Mn12Si2N	0.26～0.36	11.0～13.0	1.60～2.40	17.0～20.0	—	—	—	—	0.22～0.28	≤0.06	≤0.04
ZG35Cr24Ni7SiN	0.30～0.40	0.80～1.50	1.30～2.00	23.0～25.5	7.00～8.50	—	—	—	0.20～0.28	≤0.04	≤0.03
ZG30Cr26Ni5	0.20～0.40	≤1.00	≤2.00	24.0～28.0	4.00～6.00	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG30Cr20Ni10	0.20～0.40	≤2.00	≤2.00	18.0～23.0	8.00～12.0	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG35Cr26Ni12	0.20～0.50	≤2.00	≤2.00	24.0～28.0	11.0～14.0	—	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG40Cr28Ni16	0.20～0.50	≤2.00	≤2.00	26.0～30.0	14.0～18.0	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG40Cr25Ni20	0.35～0.45	≤1.50	≤1.75	23.0～27.0	19.0～22.0	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG40Cr30Ni20	0.20～0.60	≤2.00	≤2.00	28.0～32.0	18.0～22.0	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG35Ni24Cr18Si2	0.30～0.40	≤1.50	1.50～2.50	17.0～20.0	23.0～26.0	—	—	—	—	≤0.035	≤0.03
ZG30Ni35Cr15	0.20～0.35	≤2.00	≤2.50	13.0～17.0	33.0～37.0	—	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG45Ni35Cr26	0.35～0.75	≤2.00	≤2.00	24.0～28.0	33.0～37.0	≤0.50	—	—	—	≤0.04	≤0.04
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN	≤0.12	12.0～14.0	≤1.5	17.0～19.0	—	1.5～2.0	1.0～1.5	—	0.20～0.30	≤0.06	≤0.035
ZG10Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N	≤0.12	8.0～11.0	≤1.5	16.0～18.0	3.0～4.0	3.0～3.5	2.0～2.5	—	0.18～0.26	≤0.06	≤0.035
ZG50Mn16Al3	0.55～0.65	15.5～16.5	2.0～2.5	—	—	—	—	2.7～3.0	—	≤0.05	≤0.035

表 4.2-88　非标准型耐热铸钢的力学性能

钢　号	热处理温度/℃	力学性能		
		屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa ≥	抗拉强度 σ_b/MPa ≥	伸长率 δ_5/% ≥
ZG40Cr9Si2	950℃退火	—	550	—
ZG30Cr18Mn12Si2N		—	490	8
ZG35Cr24Ni7SiN		340	540	12
ZG30Cr26Ni5		—	590	—
ZG30Cr20Ni10		235	490	23
ZG35Cr26Ni12		235	490	8
ZG35Cr28Ni16		235	490	8
ZG40Cr25Ni20		235	440	8
ZG40Cr30Ni20		245	450	8
ZG35Ni24Cr18Si2		195	390	5
ZG30Ni35Cr15		195	440	13
ZG45Ni35Cr26		235	440	5
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN		—	—	—
ZG10Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N		—	—	—
ZG50Mn16Al3		—	—	—

5.3　铸造热强钢及其选用

铸造热强钢是在高温下既具有良好的抗氧化性，又能长期保持高强度的铸钢。

铸造热强钢按金相组织可分为：珠光体型铸造热强钢、马氏体型铸造热强钢和奥氏体型铸造热强钢。在选用时，应根据工作温度、受力情况及介质的腐蚀作用等要求进行综合考虑，当工作温度在400℃以下而且应力不大时，普通铸造碳钢即可满足要求；当工作温度超过400℃时，才应选用高合金铸造热强钢。

珠光体型铸造热强钢是一种低合金铸钢，主要钢号有：ZG20CrMo、ZG20CrMoV、ZG15CrMo1V，其金相组织为珠光体＋铁素体，可在570℃温度下长期工作，常选用的铸件有汽轮机汽室、汽缸、隔板、高压阀门等。

马氏体型铸造热强钢是一种高合金铸钢，抗氧化性较好，主要钢号有：ZG20Cr13、ZG10Cr13、ZG10Cr11W2NiMoV等，其金相组织为马氏体＋索氏体，可在600℃温度下长期工作，常选用的铸件有汽轮机叶片等。

奥氏体型铸造热强钢包括铬镍系奥氏体型铸造热强钢和铝锰系铸造热强钢。

表 4.2-89　非标准型耐热铸钢的选用

钢　号	最高使用温度/℃	特 性 及 选 用
ZG40Cr9Si2	800	高温强度低，抗氧化最高至800℃，长期工作的受载件的工作温度低于700℃。可选用于坩埚、炉门、底板等构件
ZG30Cr18Mn12Si2N	950	高温强度和抗热疲劳性较好。可选用于炉罐、炉底板、料筐、传送带导轨、支承架、吊架等炉用构件
ZG35Cr24Ni7SiN	1 100	抗氧化性好。可选用于炉罐、炉辊、通风机叶片、热滑轨、炉底板、玻璃水泥窑及搪瓷窑等构件
ZG30Cr26Ni5	1 050	承载情况使用温度可达650℃；轻负荷时可达1 050℃，在650～870℃之间易析出σ相，可选用于矿石焙烧炉，也可用于不需要高温强度的高硫环境下工作的炉用构件



续表 4.2-89

钢号	最高使用温度/℃	特性及选用
ZG30Cr20Ni10	900	基本上不形成σ相。可选用于炼油厂加热炉、水泥干燥窑、矿石焙烧炉和热处理炉构件
ZG35Cr26Ni12	1 100	高温强度高，抗氧化性能好，在规格范围内调整其成分，可使组织内含有一些铁素体，也可为单相奥氏体。能广泛地选用于许多类型的炉子构件，但不宜用于温度急剧变化的地方
ZG35Cr28Ni16	1 150	力学性能同单相 ZG35Cr26Ni12，具有较高温度的抗氧化性能，可选用情况同 ZG35Cr26Ni12，ZG40Cr25Ni20
ZG40Cr25Ni20	1 150	具有较高的蠕变和持久强度，抗高温气体腐蚀能力强，常选用于作炉辊、辐射管、钢坯滑板、热处理炉炉辊、管支架、制氢转化管、乙烯裂解管以及需要较高蠕变强度的零件
ZG40Cr30Ni20	1 150	在高温含硫气体中耐蚀性好，可选用于气体分离装置、焙烧炉衬板
ZG35Ni24Cr18Si2	1 100	可选用于加热炉传送带、螺杆、紧固件等高温承载零件
ZG30Ni35Cr15	1 150	抗热疲劳性好，可选用于渗碳炉构件、热处理炉板、导轨、轮子、铜焊夹具、蒸馏器、辐射管、玻璃轧辊、搪瓷窑构件以及周期加热的紧固件
ZG45Ni35Cr26	1 150	抗氧化及抗渗碳性良好，高温强度高，可选用于乙烯裂解管、辐射管、弯管、接头、管支架、炉辊以及热处理用夹具等
ZGCr28	1 050	抗氧化性能好，可选用于无强度要求的炉用构件以及含有硫化物、重金属蒸气的焙烧炉构件等
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN ZG10Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N	900	有良好的抗氧化性，可选用于热处理炉炉底板、坩埚等
ZG50Mn16Al3	950	有良好的抗氧化性，可选用于热处理炉托盘、坩埚等

1）铬镍系奥氏体型铸造热强钢是一种高合金铸钢，它是在铸造不锈钢 ZG10Cr18Ni9 的基础上，通过调整铬镍含量和添加一些其他合金元素，以使钢的热强性进一步提高，主要钢号有：ZG10Cr14Ni14Mo2WNb 和 ZG10Cr25Ni3Ti，其金相组织为奥氏体。

2）铝锰系奥氏体型铸造热强钢又称铸造铁铝锰（TLM）热强钢，与铝锰铸造耐热钢是一种类型，也是一种高合金铸钢，其金相组织为奥氏体。

奥氏体型铸造热强钢具有良好的抗蠕变能力，有的可在 850～900℃温度下工作，常选用的铸件有汽轮机静叶片、燃气轮机低应力铸件、阀门等。

6 铸造耐蚀钢和合金

铸造耐蚀钢是在特定的腐蚀性介质中能抵抗腐蚀的铸钢。

常用的铸造耐蚀钢有一般用途铸造耐蚀钢和非标准型铸造耐蚀钢。

铸造耐蚀合金是指具有耐腐蚀性能、又有适当铸造性能，并用于生产铸件的合金。常选用的有铸造镍基合金等。

6.1 一般用途铸造耐蚀钢及其选用

我国制订了一般用途铸造耐蚀钢标准《一般用途耐蚀钢铸件》（GB/T 2100—2002）。

6.1.1 一般用途铸造耐蚀钢牌号

一般用途铸造耐蚀钢根据化学成分分为 19 种牌号：ZG15Cr12，ZG20Cr13，ZG10Cr12NiMo，ZG06Cr12Ni4（QT1）和 ZG06Cr12Ni4（QT2），ZG06Cr16Ni5Mo，ZG03Cr18Ni10，ZG03Cr18Ni10N、ZG07Cr19Ni9，ZG08Cr19Ni10Nb，ZG03Cr19Ni11Mo2，ZG03Cr19Ni11Mo2N，ZG07Cr19Ni11Mo2，ZG08Cr19Ni11Mo2Nb，ZG03Cr19Ni11Mo3，ZG03Cr19Ni11MoN，ZG07Cr19Ni11Mo3，ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N，ZG03Cr26Ni5Mo3N，ZG03Cr14Ni14Si4。

6.1.2 一般用途铸造耐蚀钢技术要求

1）除另有规定外，炼钢方法和铸造工艺由供方自行决定。

2）一般用途铸造耐蚀钢牌号的化学成分应符合表 4.2-90 的规定。

3）一般用途铸造耐蚀钢需进行热处理，其规范应符合表 4.2-91 的规定。如有特殊要求可在订货合同中另行规定。

4）一般用途铸造耐蚀钢的力学性能应符合表 4.2-92 的规定。

6.1.3 一般用途铸造耐蚀钢选用

一般用途铸造耐蚀钢有含铬铸造耐蚀钢和含铬镍铸造耐蚀钢两大类，均属铸造不锈钢。

含铬铸造耐蚀钢以铬为主要合金化元素。ZG15Cr12 和 ZG20Cr13 的基体组织为马氏体型，具有良好的耐氧化性介质腐蚀以及在高温下耐空气氧化能力，但焊接性能较差，常选用于在大气、水和弱腐蚀介质（加盐水溶液、稀硝酸及某些浓度不高的有机酸）及温度不高，而又要求有较高硬度的铸件，例如热油油泵、阀门等；ZG10Cr12NiMo、ZG06Cr12Ni4 和 ZG06Cr16Ni5Mo 的基体组织为马氏体型，除具有良好的抗氧化性介质腐蚀以及在高温下耐空气氧化能力外，还具有更高的冲击韧性和综合力学性能，常选用于在大气、水和弱腐蚀介质中承受冲击负荷、又要求韧性较高的铸件，例如泵壳、阀、叶轮、转轮等。

含铬镍铸造耐蚀钢以铬和镍为主要合金化元素，其组织为奥氏体，对硝酸具有良好的耐蚀性，它的强度不高，但塑



表 4.2-90　一般用途铸造耐蚀钢的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	其　他
ZG15Cr12	0.15	0.8	0.8	0.035	0.025	11.5～13.5	0.5	1.0	
ZG20Cr13	0.16～0.24	1.0	0.6	0.035	0.025	12.0～14.0	—	—	
ZG10Cr12NiMo	0.10	0.8	0.8	0.035	0.025	11.5～13.0	0.2～0.5	0.8～1.8	
ZG06Cr12Ni4（QT1） ZG06Cr12Ni4（QT2）	0.06	1.0	1.5	0.035	0.025	11.5～13.0	1.0	3.5～5.0	
ZG06Cr16Ni5Mo	0.06	0.8	0.8	0.035	0.025	15.0～17.0	0.7～1.5	4.0～6.0	
ZG03Cr18Ni10	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～19.0	—	9.0～12.0	
ZG03Cr18Ni10N	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～19.0	—	9.0～12.0	(0.10～0.20)%N
ZG07Cr19Ni9	0.07	1.5	1.5	0.040	0.030	18.0～21.0	—	8.0～11.0	
ZG08Cr19Ni10Nb	0.08	1.5	1.5	0.040	0.030	18.0～21.0	—	9.0～12.0	8×%C≤Nb≤1.00
ZG03Cr19Ni11Mo2	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	2.0～2.5	9.0～12.0	
ZG03Cr19Ni11Mo2N	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	2.0～2.5	9.0～12.0	(0.10～0.20)%N
ZG07Cr19Ni11Mo2	0.07	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	2.0～2.5	9.0～12.0	
ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	0.08	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	2.0～2.5	9.0～12.0	8×%C≤Nb≤1.00
ZG03Cr19Ni11Mo3	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	3.0～3.5	9.0～12.0	
ZG03Cr19Ni11Mo3N	0.03	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	3.0～3.5	9.0～12.0	(0.10～0.20)%N
ZG07Cr19Ni11Mo3	0.07	1.5	1.5	0.040	0.030	17.0～20.0	3.0～3.5	9.0～12.0	
ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N	0.03	1.0	1.5	0.035	0.025	25.0～27.0	2.5～3.5	4.5～6.5	(2.4～3.5)%Cu (0.12～0.25)%N
ZG03Cr26Ni5Mo3N	0.08	1.0	1.5	0.035	0.025	25.0～27.0	2.5～3.5	4.5～6.5	(0.12～0.25)%N
ZG03Cr14Ni14Si4	0.03	3.5～4.5	0.8	0.035	0.025	13～15	—	13～15	

注：表中的单个值表示最大值。

表 4.2-91　一般用途铸造耐蚀钢的热处理

牌　号	热　处　理
ZG15Cr12	奥氏体化 950～1 050℃，空冷；650～750℃回火，空冷
ZG20Cr13	950℃退火，1 050℃油淬，750～800℃空冷
ZG10Cr12NiMo	奥氏体化 1 000～1 050℃，空冷；620～720℃回火，空冷或炉冷
ZG06Cr12Ni4（QT1）	奥氏体化 1 000～1 100℃，空冷；570～620℃回火，空冷或炉冷
ZG06Cr12Ni4（QT2）	奥氏体化 1 000～1 100℃，空冷；500～530℃回火，空冷或炉冷
ZG06Cr16Ni5Mo	奥氏体化 1 020～1 070℃，空冷；580～630℃回火，空冷或炉冷
ZG03Cr18Ni10	1 050℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr18Ni10N	1 050℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG07Cr19Ni9	1 050℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG08Cr19Ni10Nb	1 050℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr19Ni11Mo2	1 080℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr19Ni11Mo2N	1 080℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG07Cr19Ni11Mo2	1 080℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	1 080℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr19Ni11Mo3	1 120℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr19Ni11Mo3N	1 120℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG07Cr19Ni11Mo3	1 120℃固溶处理；淬火。随厚度增加，提高空冷速度
ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N	1 120℃固溶处理；水淬。高温固熔处理之后，水淬之前，铸件可冷至 1 040～1 010℃，以防止复杂形状铸件的开裂
ZG03Cr26Ni5Mo3N	1 120℃固溶处理；水淬。高温固溶处理之后，水淬之前，铸件可冷至 1 040～1 010℃，以防止复杂形状铸件的开裂
ZG03Cr14Ni14Si4	1 050～1 100℃固溶；水淬

表 4.2-92　一般用途铸造耐蚀铸钢的力学性能

牌　号	力学性能（室温）			
	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa ≥	抗拉强度 σ_b/MPa ≥	伸长率 δ/% ≥	冲击吸收功 A_{KV}/J ≥
ZG15Cr12	450	620	14	20
ZG20Cr13	440（σ_s）	610	16	58（A_{KU}）
ZG10Cr12NiMo	440	590	15	27
ZG06Cr12Ni4（QT1）	550	750	15	45
ZG06Cr12Ni4（QT2）	830	900	12	35
ZG06Cr16Ni5Mo	540	760	15	60
ZG03Cr18Ni10	180①	440	30	80
ZG03Cr18Ni10N	230①	510	30	80
ZG07Cr19Ni9	180①	440	30	60
ZG08Cr19Ni10Nb	180①	440	25	40
ZG03Cr19Ni11Mo2	180①	440	30	80
ZG03Cr19Ni11Mo2N	230①	510	30	80
ZG07Cr19Ni11Mo2	180①	440	30	60
ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	180①	440	25	40
ZG03Cr19Ni11Mo3	180①	440	30	80
ZG03Cr19Ni11Mo3N	230①	510	30	80
ZG07Cr19Ni11Mo3	180①	440	30	60
ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N	450	650	18	50
ZG03Cr26Ni5Mo3N	450	650	18	50
ZG03Cr14Ni14Si4	245（σ_s）	490	δ_5 = 60	270（A_{KV}）

①　$\sigma_{P1.0}$的最低值高于 25 MPa。

性和冲击韧性特别好。通常，ZG03Cr18Ni10 和 ZG03Cr18Ni10N 主要选用于化学、化肥、化纤及国防工业上的重要耐蚀铸件；ZG07Cr19Ni9 和 ZG08Cr19Ni10Nb 主要选用于硝酸、有机酸、化工、石油、原子能等工业部门的泵、阀等；ZG03Cr19Ni11Mo2、ZG03Cr19Ni11Mo2N、ZG07Cr19Ni11Mo2、ZG08Cr19Ni11Mo2Nb、ZG03Cr19Ni11Mo3、ZG03Cr19Ni11Mo3N 和 ZG07Cr19Ni11Mo3 常选用于常温硫酸、较低浓度的沸腾磷酸、蚁酸、醋酸介质中用的铸件；ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N 和 ZG03Cr26Ni5Mo3N 常选用于在 60℃以下各种浓度硫酸介质和某些有机酸、磷酸、硝酸混酸介质中用的铸件；ZG03Cr14Ni14Si4 常选用于浓硝酸和各种配比的浓硝浓硫混酸介质中用的铸件。

在选用一般用途铸造耐蚀钢时，其铸件的最大允许厚度应符合表 4.2-93 的规定。

有关一般用途铸造耐蚀钢（ZG20Cr13）的耐蚀性能可参见表 4.2-94。

表 4.2-93　一般用途铸造耐蚀钢件的最大允许厚度

牌　号	最大允许厚度/mm
ZG15Cr12	150
ZG20Cr13	300
ZG10Cr12NiMo	300
ZG06Cr12Ni4（QT1）	300
ZG06Cr12Ni4（QT2）	300
ZG06Cr16Ni5Mo	300
ZG03Cr18Ni10	150
ZG03Cr18Ni10N	150
ZG07Cr19Ni9	150
ZG08Cr19Ni10Nb	150
ZG03Cr19Ni11Mo2	150
ZG03Cr19Ni11Mo2N	150
ZG07Cr19Ni11Mo2	150
ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	150
ZG03Cr19Ni11Mo3	150
ZG03Cr19Ni11Mo3N	150
ZG07Cr19Ni11Mo3	150
ZG03Cr26Ni5Cu3Mo3N	150
ZG03Cr26Ni5Mo3N	150
ZG03Cr14Ni14Si4	150

表 4.2-94　一般用途铸造耐蚀钢（ZG20Cr13）的耐蚀性能①

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硝酸	5	20	—	<0.1
硝酸	5	沸腾	—	3.0~10.0
硝酸	20	20	—	<0.1
硝酸	20	沸腾	—	1.0~3.0
硝酸	30	沸腾	—	<3.0
硝酸	50	20	—	<0.1
硝酸	50	沸腾	—	<3.0
硝酸	65	20	—	<0.1
硝酸	65	沸腾	—	3~10
硝酸	90	20	—	<0.1
硝酸	90	沸腾	—	<10.0
硼酸	50~饱和溶液	100	—	<0.1
醋酸	1	90	—	<0.1
醋酸	5	20	—	<1.0
醋酸	5	沸腾	—	>10.0
醋酸	10	20	—	<1.0
醋酸	10	沸腾	—	>10.0
酒石酸	10~50	20	—	<0.1
酒石酸	10~50	沸腾	—	<1.0
酒石酸	饱和溶液	沸腾	—	<10.0
柠檬酸	1	20	—	<0.1
柠檬酸	1	沸腾	—	<10.0
柠檬酸	5	140	—	<10.0
柠檬酸	10	沸腾	—	>10.0
乳酸	密度 1.01~1.04 g/cm³	沸腾	72	>10.0
乳酸	密度 1.04 g/cm³	20	600	0.27
蚁酸	10~50	20	—	<0.1
蚁酸	10~50	沸腾	—	>10.0
水杨酸	—	20	—	<0.1
硬脂酸	—	>100	—	<0.1
焦性五倍子酸	稀~浓的溶液	20	—	<0.1



续表 4.2-94

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
二氧化碳和碳酸	干燥的	<100	—	<0.1
二氧化碳和碳酸	潮湿的	<100	—	<0.1
纤维素	蒸煮时	—	190	2.59
纤维素	在泄料池中	—	240	0.369
纤维素	同再生酸一起在槽中	—	240	22.85
纤维素	在气相中	—	240	8.0
	SO_2 7%			
	SO_2 0.7%			
氢氧化钠	20	50	—	<0.1
氢氧化钠	20	沸腾	—	<1.0
氢氧化钠	30	100	—	<1.0
氢氧化钠	40	100	—	<1.0
氢氧化钠	50	100	—	1.0~3.0
氢氧化钠	60	90	—	<1.0
氢氧化钠	90	300	—	>10.0
氢氧化钠	熔体	318	—	>10.0
氢氧化钾	25	沸腾	—	<0.1
氢氧化钾	50	20	—	<0.1
氢氧化钾	50	沸腾	—	<1.0
氢氧化钾	68	120	—	<1.0
氢氧化钾	熔体	300	—	>10.0
氨	溶液与气体	20~100	—	<0.1
硝酸铵	约 65	20	1 269	0.001 1
硝酸铵	约 65	125	110	1.43
氯化铵	饱和溶液	沸腾	—	<10.0
过氧化氢	20	20	—	0
碘	干燥的	20	—	<0.1

续表 4.2-94

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
碘	溶液	20	—	>10.0
碘仿	蒸汽	60	—	<0.1
硝酸钾	25~50	20	—	<0.1
硝酸钾	25~50	沸腾	—	<10.0
硫酸钾	10	20	720	0.07
硫酸钾	10	沸腾	96	1.18
硝酸银	10	沸腾	—	<0.1
硝酸银	熔化的	250	—	>10.0
过氧化钠	10	20	—	<10.0
过氧化钠	10	沸腾	—	>10.0
铝钾明矾	10	20	—	0.1~1.0
铝钾明矾	10	100	—	<10.0
重铬酸钾	25	20	—	<0.1
重铬酸钾	25	沸腾	—	>10.0
氯酸钾	饱和溶液	100	—	<0.1

① 本表为锻轧钢的数据，供参考。

6.2 非标准型铸造耐蚀钢及其选用

非标准型铸造耐蚀钢也是一种铸造不锈钢，具有很高的抗腐蚀性能和力学性能，因此已广泛选用于在各种腐蚀场合下的重要关键铸件。

非标准型铸造耐蚀钢主要有铬不锈耐酸铸钢、铬镍不锈耐酸铸钢、铬锰氮不锈耐酸铸钢以及沉淀硬化型不锈耐酸铸钢，它们的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-95 至表 4.2-97。

有关非标准型铸造耐蚀钢的耐蚀性能可参见表 4.2-98 至表 4.2-103。

表 4.2-95　非标准型铸造耐蚀钢的化学成分（质量分数）　%

钢　号	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	Ti	S	P	N
ZG10Cr13	0.08~0.15	≤1.0	≤0.6	12.0~14.0	—	—	—	—	≤0.030	≤0.040	—
ZG10Cr17	≤0.12	≤1.2	≤0.7	16.0~18.0	—	—	—	—	≤0.030	≤0.040	—
ZG10Cr19Mo2	≤0.15	≤0.8	0.5~0.8	18.5~20.5	—	1.5~2.5	—	—	≤0.030	≤0.045	—
ZG07Cr28	0.50~1.00	0.5~1.3	0.5~0.8	26.0~30.0	—	—	—	—	≤0.035	≤0.10	—
ZG08Cr18Ni9	≤0.08	≤1.5	0.8~2.0	17.0~20.0	8.0~11.0	—	—	—	≤0.030	≤0.040	—
ZG10Cr18Ni9	≤0.12	≤1.5	0.8~2.0	17.0~20.0	8.0~11.0	—	—	—	≤0.030	≤0.045	—
ZG08Cr18Ni9Ti	≤0.08	≤1.5	0.8~2.0	17.0~20.0	8.0~11.0	—	—	5×(C-0.02)~0.7	≤0.030	≤0.040	—
ZG10Cr18Ni9Ti	≤0.12	≤1.5	0.8~2.0	17.0~20.0	8.0~11.0	—	—	5×(C-0.02)~0.7	≤0.030	≤0.045	—
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.08	≤1.5	0.8~2.0	16.0~19.0	11.0~13.0	2.0~3.0	—	5×(C-0.02)~0.7	≤0.30	≤0.040	—
ZG10Cr18Ni12Mo2Ti	≤0.12	≤1.5	0.8~2.0	16.0~19.0	11.0~13.0	2.0~3.0	—	5×(C-0.02)~0.7	≤0.030	≤0.045	—
ZG10Cr24Ni20Mo2Cu3	≤0.12	≤1.5	0.8~2.0	23.0~25.0	19.0~21.0	2.0~3.0	3.0~4.0	—	≤0.030	≤0.045	—
ZG10Cr18Mn8Ni4N	≤0.10	≤1.5	7.5~10.0	17.0~19.0	3.5~5.5	—	—	—	≤0.030	≤0.060	0.15~0.25
ZG10Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N	≤0.12	≤1.5	8.0~10.0	16.0~19.0	3.0~5.0	2.9~3.5	2.0~2.5	—	≤0.035	≤0.060	0.16~0.26
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN	≤0.12	≤1.5	12.0~14.0	17.0~20.0	—	1.5~2.0	1.0~1.5	—	≤0.035	≤0.060	0.19~0.26
ZG07Cr17Ni4Cu4Nb	≤0.07	≤1.0	≤1.0	15.5~17.5	3.0~5.0	—	2.6~4.6	Nb=0.15~0.45	≤0.030	≤0.035	—

注：需要作拼焊件的铬镍奥氏体不锈耐酸钢铸件中的磷含量（质量分数）≤0.040%，硅含量（质量分数）≤1.2%。



表 4.2-96 非标准型铸造耐蚀钢的力学性能

牌 号	热处理规范			组织类型	力学性能≥					
	类型	加热温度/℃	冷却介质		抗拉强度 σ_b /MPa	屈服点 σ_s /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HBS
ZG10Cr13	退火 淬火 回火	950 1 050 750	— 水 空气	马氏体型	549	392	20	50	78.5	—
ZG10Cr17	退火	750～800	—	铁素体型	392	245	20	30	—	—
ZG10Cr19Mo2	退火	800	—	铁素体型	392	—	—	—	—	—
ZG07Cr28	退火	850	—	铁素体型	343	—	—	—	—	—
ZG08Cr18Ni9	淬火	1 080～1 130	水	奥氏体型	441	196	25	32	98	—
ZG10Cr18Ni9	淬火	1 050～1 100	水	奥氏体型	441	196	25	32	98	—
ZG08Cr18Ni9Ti	淬火	950～1 050	水	奥氏体型	441	196	25	32	98	—
ZG10Cr18Ni9Ti	淬火	950～1 050	水	奥氏体型	441	196	25	32	98	—
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti	淬火	1 100～1 150	水	奥氏体型	490	216	30	30	98	—
ZG10Cr18Ni12Mo2Ti	淬火	1 100～1 150	水	奥氏体型	490	216	30	30	98	—
ZG10Cr24Ni20Mo2Cu3	淬火	1 100～1 150	水	奥氏体型	441	245	20	32	98	—
ZG10Cr18Mn8Ni4N	淬火	1 100～1 150	水	奥氏体型	588	245	40	50	147	—
ZG10Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N	淬火	1 150～1 180	水	奥氏体－铁素体型	588	392	25	35	98	—
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN	淬火	1 100～1 150	水	奥氏体－铁素体型	588	392	30	40	98	—
ZG07Cr17Ni4Cu4Nb	淬火 时效	1 020～1 100 485～570	水、空气 空气	沉淀硬化型	981	785	5	10	—	≥337

注：1. 在确切的屈服点（σ_s）不能测出时，允许用屈服强度（$\sigma_{0.2}$）代替，但需注明为屈服强度。
2. 需要稳定化的 ZG08Cr18Ni9Ti 和 ZG10Cr18Ni9Ti 铸件，其稳定化处理的工艺和处理后的力学性能由双方商定。
3. 马氏体牌号的铸件需要在退火状态交货，可在双方协议中商定。

表 4.2-97 非标准型铸造耐蚀钢的选用

钢 号	选 用
ZG10Cr13	铸造性能较好，具有良好的力学性能。在大气、水和弱腐蚀介质（加盐水溶液、稀硝酸及某些浓度不高的有机酸）和温度不高的情况下，均有良好的耐蚀性。可选用于承受冲击负荷，要求韧性高的铸件，例如泵壳、阀、叶轮、水轮机转轮或叶片、螺旋桨等
ZG10Cr17	铸造性能较差，晶粒易粗大，韧性较低，但在氧化性酸中具有良好的耐蚀性，例如在温度不太高的工业用稀硝酸，大部分有机酸（醋酸、蚁酸、乳酸）及有机酸盐水溶液。在草酸中不耐蚀。主要选用于制造硝酸生产上的化工设备，也可制造食品和人造纤维工业用的设备，但一般在退火后使用，不宜用于3个大气压以上或受冲击的零件
ZG10Cr19Mo2	铸造工艺性能与 ZG10Cr17 相似，晶粒易粗大，韧性较低。在磷酸与沸腾的醋酸等还原性介质中具有良好的耐蚀性。主要选用于沸腾温度下的各种浓度的醋酸介质中不受冲击的维尼纶，电影胶片以及造纸漂液工段用的铸件，代替部分 ZG10Cr18Ni12Mo2Ti 和 ZG07Cr28
ZG07Cr28	铸造性能差、热裂倾向大，韧性低。但在浓硝酸介质中具有很好的耐蚀性在 1 100℃的高温下仍有很好的抗氧化性。主要选用于不受冲击负荷的高温硝酸浓缩设备的铸件如泵、阀等。也可选用于制造次氯酸钠及磷酸设备和高温抗氧化耐热零件
ZG08Cr18Ni9	是典型的不锈耐酸钢，铸造性能比含钛的同类型不锈耐酸钢好，在硝酸、有机酸等介质中具有良好的耐蚀性，在固溶处理后具有良好的抗晶间腐蚀性能，但在敏化状态下的抗晶间腐蚀性能会显著下降。低温冲击性能好。主要选用于硝酸、有机酸、化工石油等工业用泵、阀等铸件
ZG10Cr18Ni9	是典型的不锈耐酸钢，与 ZG08Cr18Ni9 相似由于含碳量比 ZG08Cr18Ni9 高，故其耐蚀性和抗晶间腐蚀性能较低。选用情况与 ZG08Cr18Ni9 相同
ZG08Cr18Ni9Ti	由于含有稳定化元素钛，提高了抗晶间腐蚀的能力。但铸造性能比 ZG08Cr18Ni9 差，易使铸件生产夹杂、缩松、冷隔等铸造缺陷。主要选用于硝酸、有机酸等化工、石油、原子能工业的泵、阀、离心机铸件
ZG10Cr18Ni9Ti	与 ZG08Cr18Ni9Ti 相似。由于含碳量较高，故抗晶间腐蚀性能比 ZG08Cr18Ni9Ti 稍低，基本性能与选用情况同 ZG08Cr18Ni9Ti



续表 4.2-97

钢 号	选 用
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti	铸造性能与 ZG10Cr18Ni9Ti 相似。由于含钼明显提高了对还原性介质和各种有机酸、碱、盐类的耐蚀性。抗晶间腐蚀（比 18/8Ti）好，主要选用于制造常温硫酸、较低浓度的沸腾磷酸、蚁酸、醋酸介质中用的铸件
ZG10Cr18Ni12Mo2Ti	同 ZG08Cr18Ni12MoTi，但由于含碳量较高，故其耐蚀性较差些
ZG10Cr24Ni20Mo2Cu3	具有良好的铸造性能，力学性能和加工性能。在 60℃以下各种浓度硫酸介质和某些有机酸、磷酸、硝酸混酸中均具有很好的耐蚀性。主要选用于硫酸、硫铵、磷酸、硝酸混酸等工业制作泵、叶轮等铸件
ZG10Cr18Mn8Ni4N	是节镍的铬锰氮不锈耐酸铸钢，铸造工艺较稳定，力学性能好，在硝酸及若干有机酸中具有良好的耐蚀性，可部分代替 ZG10Cr18Ni9 及 ZG10Cr18Ni9Ti 的铸件
ZG10Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N	是节镍的铬锰氮不锈耐酸铸钢，其耐蚀性与 ZG10Cr18Ni12Mo2Ti 基本相同，而在硫酸和含氯离子的介质中具有比 ZG10Cr18Ni12Mo2Ti 更好的耐蚀和抗点蚀性能，抗晶间腐蚀较好，有良好的冶炼和铸造及焊接性能。主要选用于代替 ZG10Cr18Ni12Mo2Ti 在硫酸、硫铵、漂白粉、维尼纶、聚丙烯腈介质中的泵、阀、离心机铸件
ZG10Cr18Mn13Mo2CuN	是无镍的不锈耐酸铸钢，在大多数化工介质中的耐蚀性能相当或优于 ZG10Cr18Ni9Ti，尤其是在腐蚀与磨损兼存的条件下比 ZG10Cr18Ni9Ti 更优，力学性能和铸造性能好，但气孔敏感性比 ZG10Cr18Ni9Ti 大。主要用于代替 ZG10Cr18Ni9Ti 在硝酸、硝铵、有机酸等化工工业中的泵、阀、离心机等铸件
ZG07Cr17Ni4Cu4Nb	在 40%以下的硝酸，10%盐酸（30℃）和浓缩醋酸介质中具有良好的耐蚀性，是一种强度高、韧性好且较耐磨的沉淀型马氏体不锈铸钢，主要选用于化工、造船、航空等具有一定耐蚀性的耐磨和高强度的铸件

表 4.2-98 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr13）的耐蚀性能①

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硝酸	5	20	—	< 0.1
硝酸	5	沸腾	—	1.0 ~ 3.0
硝酸	7	20	720	0.004
硝酸	20	20	—	< 0.1
硝酸	20	沸腾	—	< 1.0
硝酸	30	沸腾	25	1.43
硝酸	50	20	—	< 0.1
硝酸	50	沸腾	24	1.21
硝酸	65	20	—	< 0.1
硝酸	65	沸腾	24	2.2
硝酸	90	20	—	< 0.1
硝酸	90	70	—	< 3.0
硝酸	90	沸腾	—	< 10.0
硫酸	5	20	—	> 10.0
硫酸	50	20	—	> 10.0
硫酸	80	20	—	< 10.0
醋酸	10 ~ 50	20 ~ 40	—	0.15 ~ 1.0
醋酸	10	沸腾	—	不可用
硼酸	冷的饱和溶液	沸腾	120	0.004
酒石酸	10 ~ 50	20	—	< 0.1
酒石酸	10 ~ 50	沸腾	—	< 1.0
酒石酸	饱和溶液	沸腾	—	< 10.0
柠檬酸	1	20	—	< 0.1
柠檬酸	1	沸腾	—	< 10.0
柠檬酸	5	140	—	< 10.0
柠檬酸	25	20	720	0.58
柠檬酸	25	沸腾	720	不可用
乳酸	—	—	—	—
乳酸	1.5	20 ~ 沸腾	—	< 1.0
蚁酸	10 ~ 50	20	—	< 0.1
蚁酸	10 ~ 50	沸腾	—	> 10.0
水杨酸	—	20	—	< 0.1
苯酚石炭酸	纯的 ± 10%	沸腾	—	< 1.0
硫	熔化的	130	—	< 0.1
硫	熔化的	445	—	> 10.0

续表 4.2-98

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硝酸银	10	沸腾	—	< 0.1
硝酸银	熔化的	250	—	> 10.0
氢氧化钠	20	50	—	< 0.1
氢氧化钠	20	沸腾	—	< 1.0
氢氧化钠	30	100	—	< 1.0
氢氧化钠	40	100	—	< 1.0
氢氧化钠	50	100	—	1.0 ~ 3.0
氢氧化钠	60	90	—	< 1.0
氢氧化钠	90	300	—	> 10.0
氢氧化钠	熔体	318	—	> 10.0
氢氧化钾	25	沸腾	—	< 0.1
氢氧化钾	50	20	—	< 0.1
氢氧化钾	50	沸腾	—	< 1.0
氢氧化钾	68	120	—	< 1.0
氢氧化钾	熔体	300	—	> 10.0
氨	溶液与气体	20 ~ 100	—	< 0.1
硝酸铵	约 65	20	1 127	0.002 2
硝酸铵	约 65	125	110	0.165
过氧化氢	20	20	—	0
过氧化氢	20	80	—	腐蚀不大
硫酸镁	$FeSO_4$ $Fe_2(SO_4)_3$	20	—	< 0.1
硫酸镁	5 ~ 饱和溶液	20	—	< 0.1
硫酸镁	20	沸腾	—	< 1.0
重铬酸钾	25	20	—	< 0.1
重铬酸钾	25	沸腾	—	> 10.0
硝酸钾	10 + 密度 1.52 g/cm³ 的 HNO_3	沸腾	—	< 1.0
硝酸钾	25 ~ 50	20	—	< 0.1
硝酸钾	25 ~ 50	沸腾	—	< 10.0
硫酸钾	10	20	720	0.002
硫酸钾	10	沸腾	72	1.04
碳酸钾	溶液	20	—	< 0.1
碳酸钾	溶液	沸腾	—	< 0.1



续表 4.2-98

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
氯酸钾	饱和溶液	100	—	<0.1
草酸钾	浓溶液	20	—	<0.1
草酸钾	浓溶液	沸腾	—	<10.0
硝酸钠	溶液	沸腾	—	<0.1
硝酸钠	熔体	—	—	>10.0
硫酸钠	15℃的饱和溶液	沸腾	72	0.004 4
醋酸钠	沸腾时的饱和溶液	沸腾	120	0.001 1

① 本表为锻轧钢的数据，供参考。

表 4.2-99 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr17）的耐蚀性能①

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硝酸	5	20	—	<0.1
硝酸	5	沸腾	—	<0.1
硝酸	20	20	—	<0.1
硝酸	20	沸腾	—	<1.0
硝酸	30	80	144	0.03
硝酸	50	80	144	0.02
硝酸	65	85	—	<1.0
硝酸	65	沸腾	42	2.20
硝酸	90	70	—	1.0~3.0
硝酸	90	沸腾	—	1.0~3.0
硼酸	50~饱和溶液	100	—	<0.1
磷酸	10	20	—	<0.1
磷酸	10	沸腾	—	<1.0
磷酸	45	20~沸腾	—	<0.1~3.0
磷酸	80	20	—	<1.0
磷酸	80	110~120	—	>10.0
醋酸	10	20	—	<0.1
醋酸	10	100	—	1.0~3.0
乳酸	密度 1.04 g/cm³	20	600	0.59
乳酸	1.5	20~沸腾	—	<1.0
硫酸	5	20	—	>10.0
硫酸	50	20	—	>10.0
硫酸	80	20	—	1.0~3.0
混合酸	H_2SO_4 48 HNO_3 31	90	24	0.46
混合酸	H_2SO_4 60 HNO_3 20	50	72	0.21
混合酸	H_2SO_4 88.7 HNO_3 4.7	50	47	0.13
混合酸	H_2SO_4 93.8 HNO_3 1.3	20	1 200	0.007
硝酸含 Cl^-	26	40	144	0.001 8
硝酸含 Cl^-	26	80	144	0.038
氢氧化钠	20	20	—	<0.1
氢氧化钾	20	20~沸腾	—	<0.1
氢氧化钾	50	20~沸腾	—	>10.0
氢氧化钙	溶液	20	—	<0.1
硫酸铵	饱和溶液	20	—	<1.0
硫酸铵	饱和溶液	100	—	<10.0
硫酸铁	$FeSO_4$ $Fe_2(SO_4)_3$	20	—	<0.1

续表 4.2-99

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硫酸铁	20	沸腾	—	<0.1
硫酸钾	10	20	720	0.85
硫酸钾	10	沸腾	96	0.95
亚硫酸钠	50	沸腾	—	<10.0
硝酸钾	25~50	20~沸腾	—	<0.1
硝酸钾	熔体	550	—	<0.1
硝酸铁	溶液	20	—	<0.1
氯化钾	饱和溶液	20	—	<1.0
氯化钾	饱和溶液	沸腾	—	>10.0
氯化钠	10	20	883	0.035
铝钾明矾	10	20	—	0.1~1.0
铝钾明矾	10	100	—	<10.0
钾铬钒	溶液	20	—	<10.0
纤维素	蒸煮时	—	190	0.24
纤维素	在泄料池中	—	240	0.74
纤维素	同再生酸一起在槽中	—	240	16.5
纤维素	在气相中 SO_2 7% SO_3 0.75%	—	240	3.98
氯仿	纯的	沸腾	—	<0.1

① 本表为锻轧钢的数据，供参考。

表 4.2-100 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr18Ni9Ti）的耐蚀性能①

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率 /mm·a⁻¹
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
硝酸	30	20	720	0.007
硝酸	30	—	95	0.10
硝酸	50~66	20	720	0
硝酸	50	—	24	0.29
硝酸	66	—	42	0.44
硝酸	93	43	720	0.05
硝酸	95	37~55	720	0.03
硝酸	97	55	720	0.76
硝酸	99	43	720	1.03
硝酸	99	55	720	1.25
硝酸	99.67	—	—	<10.0
硫酸	2	50	68	0.016
硫酸	2	100	42	3.0~6.5
硫酸	5	50	约 20	3.0~4.5
硫酸	5	100~105	16~43	3.3~15.0
硫酸	10~50	20	—	2.0~5.0
硫酸	10~65	50~100	—	不可用
硫酸	80	20	120	0.46
醋酸	1（冰醋酸）	20~40	—	<0.1
醋酸	10	—	—	<0.1
醋酸	50	—	—	<1.0
醋酸	80	—	—	<3.0
磷酸	10	—	—	0.01
磷酸	28	80	20	0.67
磷酸	45	—	—	0.1~1.0
磷酸	60	60	72	1.7
磷酸	80	60	24	<0.1
磷酸	80	110	—	不可用

续表 4.2-100

介质条件			试验延续时间/h	腐蚀速率/mm·a^{-1}
介质	浓度(体积分数)/%	温度/℃		
柠檬酸	1～50	20	—	<0.1
柠檬酸	5	140(294 kPa)	—	<1.0
柠檬酸	50	—	—	<10.0
柠檬酸	95	20～140	—	<0.1
柠檬酸	100℃饱和溶液	—	—	<1.0
蚁酸	50～100	20	—	<0.1
蚁酸	50	—	—	>10.0
蚁酸	80	—	—	>3.0
蚁酸	100	—	—	>1.0
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 0.5	20	360	0.003
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 0.5	90	360	0.05
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	20	360	0.001 8
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	90	360	0.025 1
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	20	360	0.002 4
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	90	360	0.034
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	20	360	0.005
混合酸	H_2SO_4 78 HNO_3 1.0	90	360	0.047
氢氧化钾	20	20～沸腾	—	<0.1
氢氧化钾	50	20	—	<0.1
氢氧化钾	50	沸腾	—	<0.1
氢氧化钾	熔化的	—	—	>10.0
氢氧化钠	约 12	100	48	0.004 4
氢氧化钠	约 35	100	143	0.008
氧化铵	约 75	100	92	<0.01
氧化铵	10～50	沸腾	—	<1.0
重铬酸钾	25	20～沸腾	—	<0.1
氯化锰	10～50	100	—	<0.1
过氧化钠	10	20～沸腾	—	<0.1
亚硫酸钠	25～50	沸腾	—	<0.1
硫酸钠	5～饱和溶液	沸腾	—	<0.1
硫酸钠	熔体	900	—	>10.0
次氯酸钠	溶液	20～沸腾	—	<1.0
高氯酸钠	10	沸腾	—	<0.1
硫	熔化的	130	—	<0.1
硫	熔化的	445	—	<3.0
硝酸根	10	沸腾	—	<0.1
硝酸根	熔化的	250	—	<0.1
氯	干燥的	20	—	<0.1
氯	干燥的	100	—	>10.0
氯水	—	20	72	<1.0
漂白粉	潮湿的	40	—	0.48
氯化氢	干燥的气体	20～100	—	<1.0
氯化氢	干燥的气体	100～500	—	<10.0
氯化氢	干燥的气体	20	—	—
亚硫酸	饱和溶液	(392 kPa)	—	<0.1
亚硫酸	饱和溶液	160～200	—	—
亚硫酸	饱和溶液	(9.84～1.96 MPa)	—	<3.0

① 本表为锻轧钢的数据，供参考。

表 4.2-101 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr17Mn9Ni3Mo3Cu2N）在硫酸中的耐蚀性能

温度/℃	浓度/%	腐蚀速率/mm·a^{-1}	备注
30	30	<0.001	能用
	50	<0.001	能用
40	70	<0.001	能用
	75	0.88	可用
	85	0.64	可用
	95	0.05	能用
50	20	0.007	能用
	30	<0.001	能用
	40	0.41	可用
	50	21.2	不推荐用
65	10	2.2	不能用
	20	0.006 2	能用
	93	0.42	可用
75	5	<0.001	能用
	50	>100	不推荐用
	93	1.66	不推荐用
80	5	3.09	不能用
	10	1.22	不能用
	20	19.7	不能用

表 4.2-102 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr18Mn9Ni3Mo3Cu2N）的耐蚀性能

介质名称及体积分数	温度/℃	腐蚀速率/mm·a^{-1}	备注
草酸 10%	沸腾	1.54	不推荐用
甲酸 10%	沸腾	0.19	可用
甲酸 45%	沸腾	0.84	可试用
醋酸 20%	沸腾	<0.001	能用
磷酸 50%	沸腾	0.04	能用
磷酸 80%	沸腾	32.40	不能用
盐酸 10%	室温	5.01	不能用
氢氧化钠 10%	室温	<0.001	能用
氢氧化钠 10%	沸腾	<0.001	能用
氢氧化钠 25%	室温	<0.001	能用
氢氧化钠 25%	沸腾	<0.058	能用
硫氰酸钠 44%	40	0.003 9	能用
硫氰酸钠 65%～70%	130	0.000 79	能用
五氧化二磷 40.54% 十硫酸 3.24%	100	0.23	能用

表 4.2-103 非标准型铸造耐蚀钢（ZG10Cr18Mn13Mo2CuN）的耐蚀性能

介质名称及体积分数	温度/℃	腐蚀速率/mm·a^{-1}	备注
硝酸 65%	沸腾	1.53	不推荐用
硝酸 50%	55	0.015	能用
硝酸 37%	室温	<0.001	能用
硝酸 10%	室温	<0.001	能用
硫酸 60%	室温	136.2	不能用
硫酸 30%	室温	8.61	不能用
硫酸 20%	室温	0.073	能用
硫酸 5%	室温	0.006 1	能用
硫酸 5%	55	<0.001	能用
饱和硫铵＋硫酸 2%	沸腾	<0.001	能用
亚硫酸氢铵（生产母液）	50	<0.001	能用



续表 4.2-103

介质名称及体积分数	温度/℃	腐蚀速率/mm·a⁻¹	备注
二氧化硫 1.5%	室温	<0.001	能用
醋酸 98%	55	<0.001	能用
醋酸 98% + 醋酸 1%	沸腾	<0.001	能用
醋酸 40% + 醋酸 3% 乙烯 + 甲醛 2%	沸腾	<0.001	能用
醋酸 95% + 醋酸 3% 乙烯 + 甲醛 2%	沸腾	<0.001	能用
醋酸 98% + 醋酸 1.5% 乙烯 + 甲醛 0.5%	沸腾	<0.001	能用
醋酸 38% + 醋酸 60% 乙烯 + 甲醛 2%	沸腾	<0.001	能用
磷酸 40%	沸腾	<0.019	能用
磷酸 80%	沸腾	11.0	不能用
硝酸钾 25%	沸腾	<0.001	能用
氢氧化钠 25%	沸腾	0.78	可用
氢氧化钠 25%	60	<0.001	能用

注：室温硫酸中的腐蚀试验在进行过程中，试样都有经钝化处理。

6.3 铸造耐蚀合金及其选用

铸造耐蚀合金中广泛选用于腐蚀介质工作的主要是铸造耐蚀镍基合金。

常用的铸造耐蚀镍基合金有：Ni、NiCu、NiCrFe、NiCrMo和 NiMo。它们的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-104 至表 4.2-107。

7 特殊用途铸钢

特殊用途铸钢主要有：低温用铸钢，铸造工具用铸钢，承压用铸钢，焊接结构用铸造碳素钢，熔模铸造用铸造碳钢等。

7.1 低温用铸钢及其选用

钢在 -40℃以下的低温时，往往出现脆性，即韧性和塑性显著下降。因此，铸造低温钢在工作的低温条件下应具有一定的力学性能，其中最重要的力学性能指标是冲击韧性。因为，在低温下保持足够的韧性是保证低温机械安全运转，不致因受振动及其他原因而破裂的关键因素。目前，国际上比较通用的标准是要求钢在规定的工作温度条件下 a_K 值不低于 2.07×10^5 J/m² （按照 Chatpy V 形缺口冲击试样测得的 a_K 值）。低于此标准时，即认为不符合低温使用条件。

表 4.2-104 铸造耐蚀镍基合金的化学成分① （质量分数） %

合金类型	合金名称	C	Si	Mn	Cu	Fe	Ni	Cr	P	S	Mo	其他
Ni	CZ-100	1	2	1.5	1.25	3	余量	—	0.03	0.03	—	—
Ni-Cu	M-35-1	0.35	1.25	1.5	26~33	3.5	余量	—	0.03	0.03	—	—
	M-35-2	0.35	2	1.5	26~33	3.5	余量	—	0.03	0.03	—	—
	QQ-N-288-A	0.35	2	1.5	26~33	2.5	62~68	—	—	—	—	—
	B	0.30	2.7~3.7	1.5	27~33	2.5	61~68	—	—	—	—	—
	C	0.20	3.3~4.3	1.5	27~31	2.5	≥60	—	—	—	—	—
	D	0.25	3.5~4.5	1.5	27~31	2.5	≥60	—	—	—	—	—
	E	0.30	1~2	1.5	26~33	3.5	≥60	—	—	—	—	1~3Cb + Ta
Ni-Cr-Fe	CY-40	0.40	3	1.5	—	11	余量	14~17	0.03	0.03	—	—
Ni-Cr-Mo	CW-12M-1	0.12	1	1	—	4.5~7.5	余量	15.5~17.5	0.04	0.03	16~18	V0.2~0.4 W3.75~5.25
	CW-12M-2	0.07	1	1	—	3	余量	17~20	0.04	0.03	17~20	—
Ni-Mo	N-12M-1	0.12	1	1	—	4~6	余量	1	0.04	0.03	26~30	V0.2~0.6
	N-12M-2	0.07	1	1	—	3	余量	1	0.04	0.03	30~38	—
专利合金	克罗里美特 2	0.07	1	1	—	2	≥60	—	—	—	31	—
	克罗里美特 3	0.07	1	1	—	3	≥60	18	—	—	18	—
	哈斯特洛依 B	0.12	1	1	—	4~6	余量	1	—	—	26~30	Co2.5 V2~6
	哈斯特洛依 C	0.12	1	1	—	4.5~7	余量	15.5~17.5	—	—	16~18	Co2.5 V2~6
	哈斯特洛依 D	0.12	8.5~10	5~1.25	2~4	2	余量	1	—	—	—	Co1.5
	依里母-98	0.05	0.7	1.25	5.5	1	≥55	28	—	—	8.6	—
	依里母-G	0.20	0.65	1.25	6.5	6.5	≥56	22.5	—	—	6.4	—
	铸造合金 625	0.05	6	6	4	3	≥61	22	—	—	9	—

① 表中除给出范围者外，均为最大值。

常用的低温用铸钢有：低碳碳素铸钢、低碳低合金铸钢、奥氏体型高合金铸钢。

7.1.1 低温用低碳碳素铸钢及其选用

用于低温的低碳碳素铸钢，碳含量（质量分数）应在 0.30%以下，但不应太低；磷和硫含量应分别低于 0.025%（质量分数），常温抗拉强度大致在 410~600 MPa 之间，在 -45℃以下的夏氏 V 形缺口冲击吸收功可在 17 J 以上。通常，低温用低碳碳素铸钢主要选用于 -45℃以上低温工作的铸钢件，例如泵、阀、管路以及其他机械装置构件等。

7.1.2 低温用低碳低合金铸钢及其选用

用于低温的低碳低合金铸钢，碳含量一般在 0.20%以下，Mn/C 比值保持在 4~5 的范围内，且硫和磷含量要求低，并加入 Ni 或 Mn、V、Nb、Al 等合金元素，以保持适当的强度而进一步降低碳的含量，改善钢的韧性。通常，低温用低碳低合金铸钢主要选用于 -40℃至 -110℃较低温温度范围工作的铸钢件，如泵、阀、管路、容器以及其他机械装置构件等。

低温用低碳低合金铸钢的典型化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-108。



表 4.2-105　铸造耐蚀镍基合金的室温力学性能①

合金类型	合金名称	室温力学性能			
		σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	硬度 HBS
Ni	CZ-100	345	124	10	110～140
Ni-Cu	M-35-1	448	127②	25	125～150
	M-35-2	448	207②	25	125～150
	QQ-N-288-A	448	224②	25	240～290
	QQ-N-288-B	689	455②	10	330③
	QQ-N-288-C	—	—	—	125～150
	QQ-N-288-D	448	221②	25	—
Ni-Cr-Fe	CY-40	483	193	30	—
Ni-Cr-Mo	CW-12M-1	496	317	4	—
	CW-12M-2	496	317	25	—
Ni-Mo	Ni-12M-1	524	317	6	—
	Ni-12M-2	524	317	20	—

① 表中除给出范围者外，均为最小值。
② 残余变形为 0.2% 的屈服强度。
③ 硬度要求是针对固熔后时效处理或当铸态加时效处理状态而言。

表 4.2-106　铸造耐蚀镍基合金（CY-40 合金）的高温力学性能①

温度/℃	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%
室温	486	293	16
482	472	—	20
650	372	—	21
732	314	—	25
816	187	—	34

① 名义成分（质量分数）为 C0.20%、Si1.50% 的 CY-40 合金，熔模铸造试棒的性能。

表 4.2-107　铸造耐蚀镍基合金的选用

合金类型	合金名称	商业名称	选用于主要腐蚀介质
Ni	CZ-100		浓缩的无水氢氧化物
NiCu	M-35-1 和 2 QQ-N-288-A，B，C，D，E	蒙乃尔	海水，中性的和碱性的盐溶液
Ni-Cr-Fe	CY-40	因科尔	热腐蚀状态需要对晶间腐蚀和应力腐蚀有耐蚀能力
Ni-Cr-Mo	CW-12M-1 和 2	哈斯特洛依 C 和克罗美里特 3	苛刻的使用状态中高温酸
NiMo	N-12M-1 和 2	哈斯特洛依 B 和克罗美里特 2	所有温度和浓度的盐酸

7.1.3　低温用奥氏体型高合金铸钢及其选用

用于低温的奥氏体型高合金铸钢主要是镍铬不锈铸钢，较普遍选用的是 ZG10Cr18Ni9，其化学成分（质量分数）为：C ≤ 0.12%、Si ≤ 1.5%、Mn0.8% ～ 2.0%、Cr17.0% ～ 20.0%、Ni8.0% ～ 11%、P≤0.045%、S≤0.03%，采用淬火处理，其力学性能为：σ_s196 MPa、σ_b441 MPa、δ25%、ψ32%、a_K100 J/cm^2，组织为奥氏体。通常，低温用奥氏体型高合金铸钢主要选用于 -120℃至 -200℃超低温温度范围工作的铸钢件，如在 -110℃条件下工作的乙烯装置中的低温泵；在 -162℃条件下工作的提炼天然气、油田气所用的低温泵；在 -185℃和 -196℃条件下工作的制氧设备的空气分离装置中输送液态氧和液态氮所用的低温泵等。

表 4.2-108　低温用低碳低合金铸钢的典型化学成分、力学性能及其选用

钢　号	化学成分（质量分数）/%											热处理规范	V 形缺口冲击功/J			选用温度/℃
	C	Si	Mn	Al	Cu	N	Nb	V	Re	S≤	P≤		-40℃	-70℃	-90℃	
ZG06MnNb	≤0.07	0.17～0.37	1.60～1.80	—	—	—	0.03～0.04	—	—	0.03	0.03	900℃正火	—	18.5	—	-90
ZG16Mn	0.12～0.20	0.20～0.50	1.20～1.60	—	—	—	—	—	—	0.045	0.04	900℃正火 600℃回火	12	—	—	-40
ZG09Mn2V	≤0.12	0.20～0.50	1.40～1.80	—	—	—	—	0.04～0.10	0.20～0.03	0.04	0.04	930℃正火 670℃回火	—	24	—	70
ZG06A1NbCuN	≤0.08	≤0.35	0.80～1.25	0.04～0.15	0.30～0.40	0.01～0.015	0.04～0.08	—	—	0.035	0.02	900℃正火	-60℃ 33	-80℃ 40	-100℃ 1.1	-120

7.2　铸造工具用铸钢及其选用

铸造工具用铸钢原则上包括铸造刀具钢和铸造模具钢。

7.2.1　铸造工具用铸造刀具钢及其选用

铸造工具用铸造刀具钢是以钨为主要合金元素的合金钢，经淬火 + 回火处理，它具有很高的热硬性、耐磨性及硬度（≥600HBS），因此切削性能好，但铸造性能差。通常，铸造工具用铸造刀具钢 ZGW18Cr4V、ZGW12Cr4V4Mo、ZGW9Cr4V2、ZGW9Cr4V 可选用于铸造大直径钻头以及其他各种铸造工具等。

7.2.2　铸造工具用铸造模具钢及其选用

铸造工具用铸造模具钢是一种高碳低合金铸钢，碳含量（质量分数）≥0.30%，加入的合金元素有 Cr、Ni、Mo、Cu、Mn、Ti、W 等，它具有很高的强度和综合力学性能，常选用于制造锻模和铸造压铸压型等。

铸造工具用铸造模具钢的典型化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-109 和表 4.2-110。

7.3　承压用铸钢及其选用

我国制订了承压用铸钢标准 GB/T 16253—1996《承压钢铸件》。

承压用铸钢包括承压用碳素钢、承压用铁素体和马氏体合金钢、承压用奥氏体不锈钢三大类。

7.3.1　承压用铸钢牌号

承压用铸钢中的碳素钢根据其力学性能（屈服点和抗拉强度）分为 8 种牌号：ZG240-450A，ZG240-450AG，ZG240-450B，ZG240-450BG，ZG240-450BD，ZG280-520，ZGG280-520G，ZG280-520D。



表 4.2-109 铸造工具用铸造模具钢的典型化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cr	S	P	其 他
ZG45Mn2	0.40～0.49	0.17～0.37	1.40～1.80	—	—	—	≤0.04	≤0.04	—
ZG50Cr3Mo	0.45～0.55	≤0.27	≤0.40	1.40～1.70	—	3.50～4.00	≤0.03	≤0.03	—
ZG56CrMnMo	0.50～0.60	0.25～0.60	1.20～1.60	0.15～0.30	—	0.60～0.90	≤0.03	≤0.03	—
ZG40Cr5MoV	0.30～0.42	1.50	0.75	1.25～1.75	—	4.75～5.75	0.03	0.03	V0.75～1.20
ZG50CrNiMo	0.50～0.60	≤0.35	0.50～0.80	0.15～0.30	1.40～1.80	0.50～0.80	≤0.03	≤0.03	—
ZG80Cr3	0.76～0.85	≤0.35	0.20～0.40	—	—	3.20～3.80	≤0.03	≤0.03	—
ZG30Cr2W8	0.30～0.40	≤0.35	0.20～0.40	≤1.50	—	2.20～2.70	≤0.03	≤0.03	W7.50～9.00
ZG60CrMnMoCuTi	0.55～0.65	0.30～0.40	1.00～1.20	0.10～0.30	—	1.00～1.20	≤0.04	≤0.04	Cu0.80～1.10, Ti0.08～0.15

表 4.2-110 铸造工具用铸造模具钢的力学性能及其选用

钢 号	热处理	力学性能						选 用
		屈服点 σ_s /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	断面收缩率 ψ /%	冲击韧度 a_K /J·cm^{-2}	硬度 HRC	
ZG45Mn2	调质	>700	>1 000	>8	>20	≥30	29～33	选用于堆焊锻模模体
ZG50Cr3Mo	—	—	—	—	—	—	—	选用于焊条（板极）
ZG50CrMnMo	—	—	—	—	—	—	—	选用于中、小批量生产的小型锻模等
ZG40Cr5MoV	—	—	—	—	—	—	—	选用于铸造压铸压型等
ZG50CrNiMo	调质	>900	>1 100	≥6	—	20～40	39	选用于中、小批量生产的锻模等
ZG80Cr3	—	350	600	20	30	—	—	选用于热切边模、热顶锻模等
ZG30Cr2W8	—	—	—	—	—	—	—	选用于铸造压铸压型等
ZG60CrMnMoCuTi	火焰淬火	—	—	—	—	—	56～61	选用于大型翻边模等

承压用铸钢中的铁素体和马氏体合金钢根据其化学成分分为 19 种牌号：ZG19MoG，ZG29Cr1MoD，ZG15Cr1MoG，ZG14MoVG，ZG12Cr2Mo1G，ZG16Cr2Mo1G，ZG20Cr2Mo1D，ZG-17Cr1Mo1VG，ZG16Cr5MoG，ZG14Cr9Mo1G，ZG14Cr12Ni1MoG，ZG08Cr12Ni1MoG，ZG08Cr12Ni4Mo1G，ZG08Cr12Ni4Mo1D，ZG-23Cr12Mo1NiVG，ZG14Ni4D，ZG24Ni2MoD，ZG22Ni3Cr2MoAD，ZG22Ni3Cr2MoBD。

承压用铸钢中的奥氏体不锈钢根据其化学成分分为 11 种牌号：ZG03Cr18Ni10，ZG07Cr20Ni10，ZG07Cr20Ni10G，ZG07-Cr18Ni10D，ZG08Cr20Ni10Nb，ZG03Cr19Ni11Mo2，ZG07Cr19Ni-11Mo2，ZG07Cr19Ni11Mo2G，ZG08Cr19Ni11Mo2Nb，ZG03Cr19Ni-11Mo3，ZG07Cr19Ni11Mo3。

7.3.2 承压用铸钢技术要求

1）压力容器用承压用铸钢应符合《压力容器安全技术监察规程》的有关规定。当合同有要求时，首次生产的铸件（包括工序、技术文件等）应经劳动部门锅炉压力容器安全监察机构及有关部门的认可。

2）承压用铸钢牌号的化学成分应符合表 4.2-111 的规定。凡表中未列入的元素，未经需方同意不得有意加入。除需方另有规定外，制造厂应保证碳素钢的残余元素不超过下列含量（质量分数）（%）：Cr 为 0.40，Mo 为 0.15，Ni 为 0.40，V 为 0.03，Cu 为 0.40，且各残余元素总含量（质量分数）（Cr + Mo + Ni + V + Cu）不超过 1.00%，在此情况下，制造厂可不作残余元素化学分析。

表 4.2-111 承压用铸钢的化学成分（质量分数）② %

序号	牌号①	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	其 他
					碳 素 钢					
1	ZG240-450A	0.25	0.60	1.20	0.035	0.035	—	—	—	—
2	ZG240-450AG	0.25	0.60	1.20	0.035	0.035	—	—	—	—
3	ZG240-450B	0.20	0.60	1.00～1.60	0.035	0.035	—	—	—	—
4	ZG240-450BG	0.20	0.60	1.00～1.60	0.035	0.035	—	—	—	—
5	ZG240-450BD	0.20	0.60	1.00～1.60	0.030	0.030	—	—	—	—
6	ZG280-520③④	0.25	0.60	1.20	0.035	0.035	—	—	—	—
7	ZG280-520G③④	0.25	0.60	1.20	0.035	0.035	—	—	—	—
8	ZG280-520D③	0.25	0.60	1.20	0.030	0.030	—	—	—	—



续表 4.2-111

序号	牌　号①	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Ni	其　他
					铁素体和马氏体合金钢					
9	ZG19MoG	0.15～0.23	0.30～0.60	0.50～1.00	0.035	0.035	0.030	0.40～0.60	—	—
10	ZG29Cr1MoD	0.29	0.30～0.60	0.50～0.80	0.030	0.030	0.90～1.20	0.15～0.30	—	—
11	ZG15Cr1MoG	0.10～0.20	0.30～0.60	0.50～0.80	0.035	0.035	1.00～1.50	0.45～0.65	—	—
12	ZG14MoVG	0.10～0.17	0.30～0.60	0.40～0.70	0.035	0.035	0.30～0.60	0.40～0.60	0.40	V：0.22～0.32
13	ZG12Cr2Mo1G	0.08～0.15	0.30～0.60	0.50～0.80	0.035	0.035	2.00～2.50	0.90～1.20	—	—
14	ZG16Cr2Mo1G	0.13～0.20	0.30～0.60	0.50～0.80	0.035	0.035	2.00～2.50	0.90～1.20	—	—
15	ZG20Cr2Mo1D	0.20	0.30～0.60	0.50～0.80	0.030	0.030	2.00～2.50	0.90～1.20	—	—
16	ZG17Cr1Mo1VG	0.13～0.20	0.30～0.60	0.50～0.80	0.035	0.035	1.20～1.60⑤	0.90～1.20	⑥	V：0.15～0.35
17	ZG16Cr5MoG	0.12～0.19	0.80	0.50～0.80	0.035	0.035	4.00～6.00	0.45～0.65	—	—
18	ZG14Cr9Mo1G	0.10～0.17	0.80	0.50～0.80	0.035	0.035	8.00～10.0	1.00～1.30	—	—
19	ZG14Cr12Ni1MoG	0.10～0.17	0.80	1.00	0.035	0.035	11.5～13.5	0.50	1.00	—
20	ZG08Cr12Ni1MoG	0.05～0.10	0.80	0.40～0.80	0.035	0.035	11.5～13.0	0.20～0.50	0.80～1.80	—
21	ZG08Cr12Ni4Mo1G	0.08	1.00	1.50	0.035	0.035	11.5～13.5	1.00	3.50～5.00	—
22	ZG08Cr12Ni4Mo1D	0.08	1.00	1.50	0.030	0.030	11.5～13.5	1.00	3.50～5.00	—
23	ZG23Cr12Mo1NiVG	0.20～0.26	0.20～0.40	0.50～0.70	0.035	0.035	11.3～12.3	1.00～1.20	0.70～1.00	V：0.25～0.35
24	ZG14Ni4D	0.14	0.30～0.60	0.50～0.80	0.030	0.030	—	—	3.00～4.00	—
25	ZG24Ni2MoD	0.24	0.30～0.60	0.80～1.20	0.030	0.030	—	0.15～0.30	1.50～2.00	—
26	ZG22Ni3Cr2MoAD	0.22	0.60	0.40～0.80	0.030	0.030	1.35～2.00	0.35～0.60	2.50～3.50	—
27	ZG22Ni3Cr2MoBD	0.22	0.60	0.40～0.80	0.030	0.030	1.50～2.00	0.35～0.60	2.75～3.90	—
					奥氏体不锈钢					
28	ZG03Cr18Ni10	0.03	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～19.0	—	9.0～12.0	—
29	ZG07Cr20Ni10	0.07	2.00	2.00	0.045	0.035	18.0～21.0	—	8.0～11.0	—
30	ZG07Cr20Ni10G	0.04～0.10	2.00	2.00	0.045	0.035	18.0～21.0	—	8.0～12.0	—
31	ZG07Cr18Ni10D	0.07	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～20.0	—	9.0～12.0	—
32	ZG08Cr20Ni10Nb	0.08	2.00	2.00	0.045	0.035	18.0～21.0	—	9.0～12.0	Nb：8×%C≤1.0
33	ZG03Cr19Ni11Mo2	0.03	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.0～2.5	9.0～13.0	—
34	ZG07Cr19Ni11Mo2	0.07	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.0～2.5	9.0～13.0	—
35	ZG07Cr19Ni11Mo2G	0.04～0.10	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.0～2.5	9.0～13.0	—
36	ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	0.08	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.0～2.5	9.0～13.0	Nb：8×%C≤1.0
37	ZG03Cr19Ni11Mo3	0.03	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.5～3.0	9.0～13.0	—
38	ZG07Cr19Ni11Mo3	0.07	2.00	2.00	0.045	0.035	17.0～21.0	2.5～3.0	9.0～13.0	—

① 牌号尾部的符号“A”、“B”表示不同级别，“G”表示用于高温，“D”表示用于低温。
② 除规定范围者外，均为最大值。
③ 碳低于最大值时，每降低0.01%的碳，允许锰比上限高0.04%，直到最大锰含量达1.40%为止。
④ 对某些产品，经供、需双方同意，可按C≤0.30%、Mn≤0.90%供应。
⑤ 对薄截面铸件，铬的最小含量允许为1.00%。
⑥ 根据壁厚，镍的含量可以小于1.00%。

3）承压用铸钢应采用电炉或氧气转炉冶炼，还可再进行炉外除气或精炼。

4）承压用铸钢及试块的热处理类型应符合表4.2-112的规定。当某牌号有一种以上的热处理类型时，制造厂可任选其一，并在保证其全部性能要求的情况下允许热处理温度作适当调整。

5）承压用铸钢（采用28 mm厚Ⅰ型试块）的室温力学性能和低温冲击性能应符合表4.2-112的规定。表中的σ_s，对非奥氏体钢为上屈服点σ_{su}，或规定总伸长应力$\sigma_{t0.5}$，或规定非比例伸长应力$\sigma_{P0.2}$；对奥氏体钢为$\sigma_{P1.0}$，例如测定$\sigma_{P0.2}$，其低于表中所列规定值的差额不得超过30 MPa。表中的断面收缩率和室温冲击性能（除另有规定外）由制造厂任选一项进行检验。



表 4.2-112　承压用铸钢的热处理和力学性能

序号	牌　号	力学性能[1] σ_5	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}		热处理[2,3] 类型	奥氏体化温度/℃	冷却	回火温度/℃	冷却
		MPa		%		℃	J					
碳　素　钢												
1	ZG240-450A	240	450 ~ 600	22	35	室温	27	A N（+T） （Q+T）	890 ~ 980	f a l	— 600 ~ 700	— —
2	ZG240-450AG	240	450 ~ 600	22	35	室温	27	N（+T） Q+T	890 ~ 980	a l	600 ~ 700	a、f
3	ZG240-450B	240	450 ~ 600	22	35	室温	45	A N（+T） （Q+T）	890 ~ 980	f a l	— 600 ~ 700	— a、f
4	ZG240-450BG	240	450 ~ 600	22	35	室温	45	N（+T） Q+T	890 ~ 980	a l	600 ~ 700	a、f
5	ZG240-450BD	240	450 ~ 600	22	—	-40	27	N（+T） Q+T	890 ~ 980	a l	600 ~ 700	a、f
6	ZG280-520	280	520 ~ 670[4]	18	30	室温	35	A N（+T） （Q+T）	890 ~ 980	f a l	— 600 ~ 700	— a、f
7	ZG280-520G	280	520 ~ 670[4]	18	30	室温	35	N（+T） Q+T	890 ~ 980	a l	600 ~ 700	a、f
8	ZG280-520D	280	520 ~ 670[4]	18	—	-35	27	（N+T） Q+T	890 ~ 980	a l	600 ~ 700	a、f
铁素体和马氏体合金钢												
9	ZG19MoG	250	450 ~ 600	21	35	室温	25	N+T Q+T	900 ~ 960	a l	630 ~ 710	a、f
10	ZG29Cr1MoD	370	550 ~ 700	16	30	-45	27	（N+T） Q+T	850 ~ 910	a l	640 ~ 690	a、f
11	ZG15Cr1MoG	290	490 ~ 640	18	35	室温	27	N+T Q+T	900 ~ 960	a l	650 ~ 720	a、f
12	ZG14MoVG	320	500 ~ 650	17	30	室温	13	N+T	950 ~ 1 000	a	680 ~ 750	a、f
13	ZG12Cr2Mo1G	280	510 ~ 660	18	35	室温	25	N+T	930 ~ 970	a	680 ~ 750	a、f
14	ZG16Cr2Mo1G	390	600 ~ 750	18	35	室温	40	（N+T） Nac+T Q+T	930 ~ 970	a ac l	680 ~ 750	a、f
15	ZG20Cr2Mo1D	390	600 ~ 750	18	—	-50	27	（N+T） （Nac+T） Q+T	930 ~ 970	a ac l	680 ~ 750	a、f
16	ZG17Cr1Mo1VG	420	590 ~ 740	15	35	室温	24	Nac+T Q+T	940 ~ 980	ac l	680 ~ 750	a、f
17	ZG16Cr5MoG	420	630 ~ 780	16	35	室温	25	N+T	930 ~ 990	a	620 ~ 750	a、f
18	ZG14Cr9Mo1G	420	630 ~ 780	16	35	室温	20	N+T	930 ~ 990	a	620 ~ 750	a、f
19	ZG14Cr12Ni1MoG	450	620 ~ 770	14	30	室温	20	N+T	950 ~ 1 050	a	620 ~ 750	a



续表 4.2-112

序号	牌号	力学性能①						热处理②,③				
		σ_5	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}		类型	奥氏体化温度/℃	冷却	回火温度/℃	冷却
		MPa		%		℃	J					
铁素体和马氏体合金钢												
20	ZG08Cr12Ni1MoG	360	540~690	18	35	室温	35	N+T	1 000~1 050⑤	a	650~720	a、f
21	ZG08Cr12Ni4Mo1G	550	750~900	15	35	室温	45	N+T	950~1 050	a	570~620	a、f
22	ZG08Cr12Ni4Mo1D	550	750~900	15	—	-80	27	Nac+T	950~1 050	ac	570~620	a、f
								(N+T)		a		
23	ZG23Cr12Mo1NiVG	540	740~880	15	20	室温⑥	21	N+T	1 020~1 070	a	680~750	a、f
24	ZG14Ni4D	300	460~610	20	—	-70	27	Q+T	820~870	l	590~660	a⑦
25	ZG24Ni2MoD	380	520~670	20	—	-35	27	Q+T	900~950	l	600~670	a⑦
26	ZG22Ni3Cr2MoAD	450	620~800	16	—	-80	27	(N+T)	900~950	a	580~650	a⑦
								Nac+T		ac		
								Q+T		l		
27	ZG22Ni3Cr2MoBD	655	800~950	13	—	-60	27	(N+T)	900~950	a	580~650	a⑦
								Nac+T		ac		
								Q+T		l		
奥氏体不锈钢												
28	ZG03Cr18Ni10	210	440~640	30	—	—	—	S	1 040 1 100	l⑧	—	—
29	ZG07Cr20Ni10	210	440~640	30	—	—	—	S	1 040 1 100	l⑧	—	—
30	ZG07Cr20Ni10G	230	470~670	30	—	—	—	S	1 040 1 100	l⑧	—	—
31	ZG07Cr18Ni10D	210	440~640	30	—	-195⑨	45	S	1 040 1 100	l⑧	—	—
32	ZG08Cr20Ni10Nb	210	440~640	25	—	—	—	S	1 040 1 100	l⑧	—	—
33	ZG03Cr19Ni11Mo2	210	440~620	30	—	—	—		≥1 050	l⑧	—	—
34	ZG07Cr19Ni11Mo2	210	440~640	30	—	—	—	S	≥1 050	l⑧	—	—
35	ZG07Cr19Ni11Mo2G	230	470~670	30	—	—	—	S	≥1 050	l⑧	—	—
36	ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	210	440~640	25	—	—	—	S	≥1 050	l⑧	—	—
37	ZG03Cr19Ni11Mo3	210	440~640	30	—	—	—	S	≥1 050	l⑧	—	—
38	ZG07Cr19Ni11Mo3	210	440~640	30	—	—	—	S	≥1 050	l⑧	—	—

① 除规定范围者外，均为最小值。
② 热处理类型符号的含义：A为退火（加热到A_{C3}以上，炉冷）；N为正火（加热到A_{C3}以上，空冷）；Q为淬火（加热到A_{C3}以上，液体淬火）；T为回火；Nac加热到A_{C3}以上，快速空冷；S为固溶处理；括号内的热处理方法只适用于特定情况。
③ 冷却方式符号的含义：a为空冷；f为炉冷；l为液体淬火或液冷；ac为快速空冷。
④ 如满足最低屈服强度要求，则抗拉强度下限允许降至500 MPa。
⑤ 冷却到100℃以下后，可采用亚临界热处理：820~870℃，随后空冷。
⑥ 该铸钢一般用于温度超过525℃的场合。
⑦ 如需方不限制，也可用液态。
⑧ 根据铸件厚度情况，也可快速空冷。
⑨ 该温度下的冲击值已经过试验验证。

7.3.3 承压用铸钢选用

承压用铸钢具有很高的强度和韧性，主要选用于按《压力容器安全技术监察规程》要求生产的压力容器和不按《压力容器安全技术监察规程》要求生产的承压钢铸件，例如电站锅炉和工业锅炉铸钢件、石油和天然气井口封隔用防喷器壳体、顶盖等。

由于压力容器及承压装置对铸造承压钢性能和成分有较严格的要求，为保证工程应用的可靠性和安全性，因此在选用承压用铸钢时尚需注意以下两点：

1）当承压用铸钢件主要截面的最大厚度 $T>28$ mm 时应按标准 GB/T 16253 选用Ⅱ型试块，当 $T>50$ mm 时应选用Ⅲ型试块。当选用Ⅱ型或Ⅲ型试块时，表 4.2-112 的力学性



能只适用于表 4.2-113 规定的最大厚度的铸件。

2）承压用铸钢件如果在高温下使用，设计时应采用表 4.2-114 的规定非比例伸长应力。有关承压用铸钢的高温断裂应力可参见表 4.2-115。

7.4　焊接结构用铸造碳素钢及其选用

我国制订了焊接结构用铸造碳素钢标准《焊接结构用碳素钢铸件》（GB/T 7659—1987）。

7.4.1　焊接结构用铸造碳素钢牌号

焊接结构用铸造碳素钢根据其力学性能（屈服点和抗拉强度）分为 3 种牌号：ZG200－400H，ZG230－450H，ZG275－285H。牌号末尾的"H"为"焊"字汉语拼音的第一个大写字母，表示焊接用钢。

7.4.2　焊接结构用铸造碳素钢技术要求

1）焊接结构用铸造碳素钢牌号的化学成分应符合表 4.2-116 的规定。实际碳含量比表中碳上限每减少 0.01%（质量分数），允许实际锰含量超出表中锰上限 0.04%（质量分数），但总超出量不得大于 0.20%（质量分数）。

2）焊接结构用铸造碳素钢的冶炼方法和铸造工艺由供方决定。

3）焊接结构用铸造碳素钢应进行热处理，热处理工艺由供方决定。常用热处理类型有：a. 退火；b. 正火；c. 正火加回火（回火温度不低于 550℃）。

4）焊接结构用铸造碳素钢的室温力学性能应符合表 4.2-117 的规定。

7.4.3　焊接结构用铸造碳素钢选用

焊接结构用铸造碳素钢与一般工程用铸造碳素钢相比，主要是 C、Si 含量较低，对残余元素的含量限制也较严，因此具有优良的焊接性能，主要选用于公路桥梁和一般工程需要施焊的铸钢构件。

表 4.2-113　承压用铸钢件主要截面的最大厚度

序号	牌　号	最大厚度 T/mm	序号	牌　号	最大厚度 T/mm
碳　素　钢			铁素体与马氏体合金钢		
1	ZG240－450A	40	20	ZG08Cr12Ni1MoG	300
2	ZG240－450AG	40	21	ZG08Cr12Ni4Mo1G	300
3	ZG240－450B	40	22	ZG08Cr12Ni4Mo1D	300
4	ZG240－450BG	40	23	ZG23Cr12Mo1NiVG	300
5	ZG240－450BD	40	24	ZG14Ni4D	40
6	ZG280－520	40	25	ZG24Ni2MoD	100
7	ZG280－520G	40	26	ZG22Ni3Cr2MoAD	100
8	ZG280－520D	40	27	ZG22Ni3Cr2MoBD	100
铁素体与马氏体合金钢			奥氏体不锈钢		
9	ZG19MoG	100	28	ZG03Cr18Ni10	150
10	ZG29Cr1MoD	75	29	ZG07Cr20Ni10	150
11	ZG15Cr1MoG	150	30	ZG07Cr20Ni10G	150
12	ZG14MoVG	150	31	ZG07Cr18Ni10D	150
13	ZG12Cr2Mo1G	150	32	ZG08Cr20Ni10Nb	150
14	ZG16Cr2Mo1G	150	33	ZG03Cr19Ni11Mo2	150
15	ZG20Cr2Mo1D	100	34	ZG07Cr19Ni11Mo2	150
16	ZG17Cr1Mo1VG	150	35	ZG07Cr19Ni11Mo2G	150
17	ZG16Cr5MoG	150	36	ZG08Cr19Ni11Mo2Nb	150
18	ZG14Cr9Mo1G	150	37	ZG03Cr19Ni11Mo3	150
19	ZG14Cr12Ni1MoG	300	38	ZG07Cr19Ni11Mo3	150

注：1. 当采用Ⅱ型或Ⅲ型试块时，不需再对Ⅰ型试块进行试验。
2. 表 4.2-112 的全部力学性能均适用于表列厚度的试块。

表 4.2-114　承压用铸钢在高温下的非比例伸长应力（$\sigma_{p0.2}$ 或 $\sigma_{p1.0}$）①

序号	牌　号	参考热处理②	下列各温度（℃）下的 $\sigma_{P0.2}$ 或 $\sigma_{P1.0}$③ ≥/MPa											
			20	50④	100	150	200	250	300	350	400	450	500	550
2	ZG240－450AG	N（＋T），Q＋T	240	235	215	195	175	160	145	140	135	130	—	—
4	ZG240－450BG	N（＋T），Q＋T	240	235	215	195	175	160	145	140	135	130	—	—
7	ZG280－520G	N（＋T），Q＋T	280	265	250	230	215	200	190	180	170	155	—	—
9	ZG19MoG	N＋T，Q＋T	250	240	230	215	205	185	170	160	155	150	140	—
11	ZG15Cr1MoG	N＋T，Q＋T	290	285	275	260	250	240	230	220	205	195	180	160
13	ZG12Cr2Mo1G	N＋T，（Q＋T）	280	275	270	260	255	245	240	235	230	220	205	180
14	ZG16Cr2Mo1G	N＋T，Q＋T（Nac＋T）	390	380	375	365	355	345	340	330	315	300	280	240
16	ZG17Cr1Mo1VG	Nac＋T，Q＋T	420	410	400	395	385	375	365	350	335	320	300	260
18	ZG14Cr9Mo1C	N＋T	420	410	395	385	375	365	355	335	320	295	265	—
20	ZG08Cr12Ni1MoG	N＋T	360	335	305	285	275	270	265	260	255	—	—	—
21	ZG08Cr12Ni4Mo1G	N＋T	550	535	515	500	485	470	455	440	—	—	—	—
23	ZG23Cr12Mo1NiVG	N＋T	540	510	480	460	450	440	430	410	390	370	340	290
30	ZG07Cr20Ni10G	Q	230	195	170	—	—	—	130	125	120	116	113	10
35	ZG07Cr19Ni11Mo2G	Q	230	195	—	155	145	135	—	125	120	116	113	10

① 如能取得更多的数据，表中数值可以修正。
② 温度及冷却条件见表 4.2-112。
③ 对 ZG240－450AG～ZG23Cr12Mo1NiVG 为 $\sigma_{p0.2}$，对 ZG07Cr20Ni10G 和 ZG07Cr19Ni11Mo2G 为 $\sigma_{p1.0}$。奥氏体钢的 $\sigma_{p0.2}$ 比 $\sigma_{p1.0}$ 低 30 MPa。
④ 50℃的应力值是用内插法得到的，仅供设计之用，不作验证。

表 4.2-115 承压用铸钢的高温断裂应力（供参考）

序号	牌号	参考热处理①	断裂时间 /10^4 h	下列各温度（℃）下，计算的断裂平均应力																				
				400	410	420	430	440	450	460	470	480	490	500	510	520	530	540	550	560	570	580	590	600
2 4 7	ZG240-450AG ZG240-450BG ZG280-520G	N+T Q+T	1	225	208	191	175	160	145	130	117	105	94	84										
			10	177	157	138	121	105	90	78	68	59	53	50	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—
			20	163	142	123	105	88	74	63	55	50	45	41										
9	ZG19MoG	N+T Q+T	1	360	346	330	312	293	275	250	228	205	182	160	134	110	90	74	66					
			10	310	292	273	252	229	205	180	157	132	108	85	68	54	43	35	30	—	—	—	—	—
			20	290	271	251	229	206	180	156	131	109	88	70	54	41	32	26	23					
11	ZG15Cr1MoG②	N+T Q+T	1						321	292	265	238	212	187	165	145	127	112	98					
			10	—	—	—	—	—	244	214	186	160	137	117	98	83	70	61	55	—	—	—	—	—
			20						222	191	163	138	116	96	80	67	56	49	44					
13	ZG12Cr2Mo1G	N+T	1						281	261	241	221	201	182	163	147	133	121	110	96	85	76	68	61
			3	—	—	—	—	—	255	234	212	191	171	153	137	123	111	100	88	79	70	61	54	48
			5						242	220	198	176	157	140	125	113	101	89	80	71	62	54	47	42
			10						222	199	177	156	139	124	111	99	85	79	69	59	51	44	38	34
14	ZG16Cr2Mo1G	N+T Nac+T Q+T	1	404	374	348	324	302	282	262	242	224	206	188	170	152	136	120	106	93	81	72	63	58
			10	324	298	274	254	236	218	201	184	166	150	136	120	106	92	79	66	56	46	38	32	28
			20	304	278	256	236	218	200	183	166	151	134	120	104	90	76	64	52	42	34	28	24	22
16	ZG17Cr1Mo1VG	Nac+T Q+T	1	479	451	423	395	368	342	316	291	266	243	222	203	187	171	157	144	131	119	107	96	86
			10	419	390	360	332	303	275	249	224	201	180	160	144	129	114	101	88	76	64	53	41	30
			20	395	364	335	307	279	253	226	202	180	160	141	125	110	96	83	71	59	47	36	25	14
23	ZG23Cr12Mo1NiVG	N+T	1	504	497	454	430	407	383	359	336	313	291	269	248	227	206	185	167	148	130	114	98	83
			10	426	401	377	354	331	309	288	267	247	227	207	187	171	152	135	118	103	88	74	60	49
			20	394	369	345	322	300	279	259	241	223	205	187	169	151	134	118	103	88	74	61	49	39
30	ZG07Cr20Ni10G	Q	1											150	139	131	124	117	110	104	98	91	85	80
			10	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	115	108	100	93	86	80	75	69	64	59	55
			25											102	94	88	81	75	70	65	60	56	51	47

注：1. 如能取得更多的数据，表列数值可以修正。
2. 下面划有横线的数值是根据试验数据外推得到的，故误差较大。
① 温度及冷却条件见表 4.2-112。
② 持久性能是在碳含量 w（C）为 0.15～0.20 的铸件上获得的。

表 4.2-116 焊接结构用铸造碳素钢的化学成分

牌号	化学成分（质量分数）/% ≤										
	C	Si	Mn	S	P	残余元素					
						Ni	Cr	Cu	Mo	V	总和
ZG200-400H	0.20	0.50	0.80	0.04	0.04	0.30	0.30	0.30	0.15	0.05	0.80
ZG230-450H	0.20	0.50	1.20	0.04	0.04						
ZG275-485H	0.25	0.50	1.20	0.04	0.04						

选用焊接结构用铸造碳素钢时，如果有必要时还可以限定钢的碳当量，并应符合表 4.2-118 的规定。

7.5 熔模铸造用铸造碳钢及其选用

我国制订了熔模铸造用铸造碳钢标准《熔模铸造碳钢件》（JB/T 5100—1991）。

表 4.2-117 焊接结构用铸造碳素钢的力学性能

牌号	拉伸性能				冲击性能	
	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}	a_{KU}
	MPa		%		J	/J·cm^{-2}
	≥				≥	
ZG200-400H	200	400	25	40	30	59
ZG230-450H	230	450	22	35	25	44
ZG275-485H	275	485	20	35	22	34

注：冲击性能中，仅当供方尚不具备夏比（V形缺口）试样加工条件时，允许暂按夏比（U形缺口）试样的冲击韧度值 a_{KU} 交货。

7.5.1 熔模铸造用铸造碳钢牌号

熔模铸造用铸造碳钢根据其力学性能（屈服点和抗拉强度）分为5种牌号：RZG200-400，RZG230-450，RZG270-500，RZR310-570，RZG340-640。

表 4.2-118 焊接结构用铸造碳素钢的碳当量规定

牌 号	碳当量 CE① ≤
ZG200-400H	0.38
ZG230-450H	0.42
ZG275-485H	0.46

① 碳当量 CE 应根据焊接结构用铸造碳素钢的化学成分（质量分数）（%）按下式计算，此公式已为国际焊接学会和美国 ASTM 学会采用。CE = C + Mn/6 + （Cr + Mo + V）/5 + （Ni + Cu）/15（%）。

7.5.2 熔模铸造用铸造碳钢技术要求

1）熔模铸造用铸造碳钢牌号的化学成分应符合表 4.2-119 的规定。

2）熔模铸造用铸造碳钢牌号的力学性能应符合表 4.2-120 的规定。

7.5.3 熔模铸造用铸造碳钢选用

熔模铸造用铸造碳钢与一般工程用铸造碳钢一样，可广泛选用于机床、汽车、拖拉机、动力机械、冶金机械、矿山机械、煤矿机械、电力机械、燃气轮机、仪表、风动工具、航空、宇航、军械等工业部门的铸造碳钢件。通常，熔模铸造碳钢件的质量从几十克到几千克，最重可达 80 kg 左右。

表 4.2-119 熔模铸造用铸造碳钢的化学成分

牌 号	化学成分（质量分数）/% ≤									
	C①	Si	Mn①	S	P	残余元素②				
						Ni	Cr	Cu	Mo	V
RZG200-400	0.20	0.50	0.80	0.04		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05
RZG230-450	0.30	0.50	0.90	0.04		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05
RZG270-500	0.40	0.50	0.90	0.04		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05
RZG310-570	0.50	0.50	0.90	0.04		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05
RZG340-640	0.60	0.50	0.90	0.04		0.30	0.35	0.30	0.20	0.05

① 对上限每减少质量分数 0.01% 的碳，允许增加质量分数 0.04% 的锰；对 RZG200-400 锰最高至质量分数 1.00%，其余四个牌号锰最高至质量分数 1.2%。

② 残余元素总量不超过质量分数 1.00%，如果需方无要求，残余元素不进行分析。

表 4.2-120 熔模铸造用铸造碳钢的力学性能

牌 号	力学性能≥					
	σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	根据合同选择		
				ψ /%	冲击韧性	
					A_{KV} /J	a_K /J·cm^{-2}
RZG200-400	200	400	25	40	30	6.0
RZG230-450	230	450	22	32	25	4.5
RZG270-500	270	500	18	25	22	3.5
RZG310-570	310	570	15	21	15	3.0
RZG340-640	340	640	10	18	10	2.0

注：A_{KV}——冲击吸收功（V 形）。
a_K——冲击韧度（U 形）。

8 专业常用铸钢

专业常用铸钢主要有：大型铸件常用铸钢，重型机械常用铸钢，水轮机常用铸钢，汽轮机常用铸钢，铁道机车车辆常用铸钢，冶金轧辊常用铸钢，无磁与电工常用铸钢等。

8.1 大型铸件常用铸钢及其选用

我国制订了大型铸件常用铸钢标准：《大型低合金钢铸件》（JB/T 6402—1992）；《大型耐热钢铸件》（JB/T 6403—1992）；《大型高锰钢铸件》（JB/T 6404—1992）；《大型不锈钢铸件》（JB/T 6405—1992）。

大型铸件常用低合金铸钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-121 和表 4.2-122 的规定，其选用可参见表 4.2-123。

大型铸件常用耐热铸钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-124 和表 4.2-125 的规定，其选用可参见表 4.2-126。

大型铸件常用高锰铸钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-127 和表 4.2-128 的规定。

大型铸件常用不锈铸钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-129 和表 4.2-130 的规定。

表 4.2-121 大型铸件常用低合金铸钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
ZG30Mn	0.27~0.34	0.30~0.50	1.20~1.50	≤0.035		—	—	—	—
ZG40Mn	0.35~0.45	0.30~0.45	1.20~1.50	≤0.035		—	—	—	—
ZG40Mn2	0.35~0.45	0.20~0.40	1.60~1.80	≤0.035		—	—	—	—
ZG50Mn2	0.45~0.55	0.20~0.40	1.50~1.80	≤0.035		—	—	—	—
ZG20Mn（ZG20SiMn）	0.12~0.22	0.60~0.80	1.00~1.30	≤0.035		—	≤0.40	—	—
ZG35Mn（ZG35SiMn）	0.30~0.40	0.60~0.80	1.10~1.40	≤0.035		—	—	—	—
ZG35SiMnMo	0.32~0.40	1.10~1.40	1.10~1.40	≤0.035		—	—	0.20~0.30	≤0.30
ZG35CrMnSi	0.30~0.40	0.50~0.75	0.90~1.20	≤0.035		0.50~0.80	—	—	—
ZG20MnMo	0.17~0.23	0.20~0.40	1.10~1.40	≤0.035		—	—	0.20~0.35	≤0.30
ZG55CrMnMo（ZG5CrMnMo）	0.50~0.60	0.25~0.60	1.20~1.60	≤0.035		0.60~0.90	—	0.20~0.30	≤0.30

续表 4.2-121

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu
ZG40Cr1 (ZG40Cr)	0.35~0.45	0.20~0.40	0.50~0.80	≤0.035		0.80~1.10	—	—	—
ZG34Cr2Ni2Mo (ZG34CrNiMo)	0.30~0.37	0.30~0.60	0.60~1.00	≤0.035		1.40~1.70	1.40~1.70	0.15~0.35	—
ZG20CrMo	0.17~0.25	0.20~0.45	0.50~0.80	≤0.035		0.50~0.80	—	0.40~0.60	—
ZG35Cr1Mo (ZG35CrMo)	0.30~0.37	0.30~0.50	0.50~0.80	≤0.035		0.80~1.20	—	0.20~0.30	—
ZG42Cr1Mo (ZG42CrMo)	0.38~0.45	0.30~0.60	0.60~1.00	≤0.035		0.80~1.20	—	0.20~0.30	—
ZG50Cr1Mo (ZG50CrMo)	0.46~0.54	0.25~0.50	0.50~0.80	≤0.035		0.90~1.20	—	0.15~0.25	—
ZG65Mn	0.60~0.70	0.17~0.37	0.90~1.20	≤0.035		—	—	—	—
ZG28NiCrMo	0.25~0.30	0.30~0.80	0.60~0.90	≤0.035		0.35~0.85	0.40~0.80	0.35~0.55	—
ZG30NiCrMo	0.25~0.35	0.30~0.60	0.70~1.00	≤0.035		0.60~0.90	0.60~1.00	0.35~0.50	—
ZG35NiCrMo	0.30~0.37	0.60~0.90	0.70~1.00	≤0.035		0.40~0.90	0.60~0.90	0.40~0.50	—

注：1. 括号内牌号为传统牌号。
2. 残余元素含量（质量分数）：Ni≤0.30%，Cr≤0.30%，Cu≤0.25%，Mo≤0.15%，V≤0.05%，残余元素总含量≤1%。如果需方无要求，残余元素不作验收依据。

表 4.2-122 大型铸件常用低合金铸钢的力学性能

牌号	热处理状态	力学性能							
		σ_s/MPa ≥	σ_b/MPa ≥	δ/% ≥	ψ/% ≥	A_{KU}/J ≥	A_{KV}/J ≥	A_{KDVM}/J ≥	HBS
ZG30Mn	正火+回火	300	558	18	30	—	—	—	163
ZG40Mn	正火+回火	295	640	12	30	—	—	—	163
ZG40Mn2	正火+回火	395	590	20	55	—	—	—	179
	调质	685	835	13	45	35	—	35	269~302
ZG50Mn2	正火+回火	445	785	18	37	—	—	—	—
ZG20Mn	正火+回火	295	510	14	30	39	—	—	156
	调质	300	500~650	24	—	—	45	—	150~190
ZG35Mn	正火+回火	345	570	12	20	24	—	—	—
	调质	415	640	12	25	27	—	27	—
ZG36SiMnMo	正火+回火	395	640	12	20	24	—	—	—
	调质	490	690	12	25	27	—	27	—
ZG35CrMnSi	正火+回火	346	690	14	30	—	—	—	217
ZG20MnMo	正火+回火	295	490	16	—	39	—	—	156
ZG55CrMnMo	正火+回火	不规定	不规定	—	—	—	—	—	—
ZG40Cr1	正火+回火	345	630	18	26	—	—	—	212
ZG34Cr2Ni2Mo	调质	700	950~1 000	12	—	—	32	—	240~290
ZG20CrMo	调质	245	460	18	30	24	—	—	—
ZG34Cr1Mo	调质	510	740~880	12	—	—	—	27	—
ZG42Cr1Mo	调质	490	690~830	11	—	—	—	21	200~250
ZG50Cr1Mo	调质	520	740~880	11	—	—	—	34	200~260
ZG65Mn	正火+回火	不规定	不规定	—	—	—	—	—	—
ZG28NiCrMo	—	420	630	20	40	—	—	—	—
ZG30NiCrMo	—	590	730	17	35	—	—	—	—
ZG35NiCrMo	—	660	830	14	30	—	—	—	—



表 4.2-123 大型铸件常用低合金铸钢的选用

牌 号	选 用
ZG30Mn	
ZG40Mn	选用于承受摩擦和冲击的零件，例如齿轮等
ZG40Mn2	选用于承受摩擦的零件，例如齿轮等
ZG50Mn2	选用于高强度零件，例如齿轮、齿轮缘等
ZG20Mn	焊接及流动性良好，选用于制造水压机缸、叶片、喷嘴体、阀、弯头等
ZG35Mn	选用于承受摩擦的零件
ZG36SiMnMo	选用于制造负荷较大的零件
ZG35CrMnSi	选用于承受冲击，磨损的零件，例如齿轮、滚轮等
ZG20MnMo	选用于受压容器，例如泵壳等
ZG55CrMnMo	有一定的红硬性，选用于锻模等

续表 4.2-123

牌 号	选 用
ZG40Cr1	选用于高强度齿轮
ZG34Cr2Ni2Mo	选用于特别要求的零件，例如锥齿轮、小齿轮、吊车行走轮、轴等
ZG20CrMo	选用于齿轮、锥齿轮及高压缸零件等
ZG34Cr1Mo	选用于齿轮、电炉支承轮轴套、齿圈等
ZG42Cr1Mo	选用于高负荷零件、齿轮、锥齿轮等
ZG50Cr1Mo	选用于减速器零件，齿轮、小齿轮等
ZG65Mn	选用于球磨机衬板等
ZG28NiCrMo	选用于直径大于 300 mm 的齿轮铸件
ZG30NiCrMo	选用于直径大于 300 mm 的齿轮铸件
ZG35NiCrMo	选用于直径大于 300 mm 的齿轮铸件

表 4.2-124 大型铸件常用耐热铸钢的化学成分（质量分数） %

牌 号（原牌号）	C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	N	Ti
ZG40Cr9Si2（ZG4Cr9Si2）	0.35~0.50	2.00~3.00	≤0.70	0.035	0.030	8.00~10.0	—	—	—	—
ZG30Cr18Mn12Si2N（ZG3Cr18Mn12Si2N）	0.26~0.36	1.60~2.40	11.0~13.0	0.060	0.040	17.0~20.0	—	—	0.22~0.28	—
ZG35Cr24Ni7SiN	0.30~0.40	1.30~2.00	0.80~1.50	0.040	0.030	23.0~25.5	7.00~8.50	—	0.20~0.28	—
ZG20Cr26Ni5（ZG3Cr25Ni5）	≤0.20	≤2.00	≤1.00	0.040	0.040	24.0~28.0	4.00~6.00	≤0.50	—	—
ZG30Cr20Ni10（ZG3Cr20Ni10）	0.20~0.40	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	18.0~23.0	8.0~12.0	≤0.50	—	—
ZG35Cr26Ni12	0.20~0.50	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	24.0~28.0	11.0~14.0	—	—	—
ZG35Cr28Ni16	0.20~0.50	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	26.0~30.0	14.0~18.0	≤0.50	—	—
ZG40Cr25Ni20（ZG4Cr25Ni20）	0.35~0.45	≤1.75	≤1.50	0.040	0.040	23.0~27.0	19.0~22.0	≤0.50	—	—
ZG40Cr30Ni20（ZG4Cr30Ni20）	0.20~0.60	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	28.0~32.0	18.0~22.0	≤0.50	—	—
ZG35Ni24Cr18Si2	0.30~0.40	1.50~2.50	≤1.50	0.035	0.030	17.0~20.0	23.0~26.0	—	—	—
ZG30Ni35Cr15（ZG3Ni35Cr15）	0.20~0.35	≤2.50	≤2.00	0.040	0.040	13.0~17.0	33.0~37.0	—	—	—
ZG45Ni35Cr26	0.35~0.55	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	24.0~28.0	33.0~37.0	≤0.50	—	—
ZG40Cr22Ni4N（ZG4Cr22Ni4N）	0.35~0.45	1.20~2.00	≤1.00	0.030	0.030	21.0~24.0	3.50~5.00	—	0.23~0.30	—
ZG30Cr25Ni20（ZG3Cr25Ni20）	0.20~0.35	≤2.00	≤2.00	0.040	0.040	24.0~28.0	18.0~22.0	≤0.50	—	—
ZG20Cr20Mn9Ni2SiN（ZG2Cr20Mn9Ni2Si2N）	0.18~0.28	1.80~2.70	8.50~11.0	0.030	0.030	17.0~21.0	2.0~3.0	—	0.20~0.28	—
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti（ZG0Cr18Ni12Mo2Ti）	≤0.08	≤1.50	0.80~2.00	0.045	0.030	16.0~19.0	11.0~13.0	2.00~3.00	—	0.30~0.70



表 4.2-125　大型铸件常用耐热铸钢的力学性能

牌　号 (原牌号)	力学性能			热处理状态
	σ_s ($\sigma_{0.2}$) /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	
ZG40Cr9Si2 (ZG4Cr9Si2)	—	550	—	950℃退火
ZG30Cr18Mn12Si2N (ZG3Cr18Mn12Si2N)	—	490	8	1 100 ~ 1 150℃油冷、水冷或空冷
ZG35Cr24Ni7SiN	(340)	540	12	—
ZG20Cr26Ni5 (ZG3Cr25Ni5)	—	590	—	—
ZG30Cr20Ni10 (ZG3Cr20Ni10)	(235)	490	23	—
ZG35Cr26Ni12	(235)	490	8	—
ZG35Cr28Ni16	(235)	490	8	—
ZG40Cr25Ni20 (ZG4Cr25Ni20)	(235)	440	8	—
ZG40Cr30Ni20 (ZG4Cr30Ni20)	(245)	450	8	—
ZG35Ni24Cr18Si2	(195)	390	5	—
ZG30Ni35Cr15 (ZG3Ni35Cr15)	(195)	440	13	—
ZG45Ni35Cr26	(235)	440	5	—
ZG40Cr22Ni4N (ZG4Cr22Ni4N)	450	730	10	调质
ZG30Cr25Ni20 (ZG3Cr25Ni20)	240	510	48	调质
ZG20Cr20Mn9Ni2SiN (ZG2Cr20Mn9Ni2Si2N)	420	790	40	调质
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti (ZG0Cr18Ni12Mo2Ti)	210	490	30	1 150℃水淬

注：铸件的力学性能一般不作为验收项目。当需方要求时，可采用单铸试块取样试验，其值应符合表中的规定。

表 4.2-126　大型铸件常用耐热铸钢的选用

牌　号 (原牌号)	最高使用温度 /℃	特性及选用
ZG40Cr9Si2 (ZG4Cr9Si2)	800	高温强度低，抗氧化最高至 800℃，长期工作受载件的工作温度低于 700℃，可选用于坩埚、炉门、底板等构件
ZG30Cr18Mn12Si2N (ZG3Cr18Mn12Si2N)	950	高温强度和抗热疲劳性较好，可选用于炉罐，炉底板、料筐、传送带导轨、支承架、吊架等炉用构件
ZG35Cr24Ni7SiN	1 100	抗氧化性好，可选用于炉罐、炉辊、通风机叶片、热滑轨、炉底板、玻璃窑、水泥窑及搪瓷窑等构件
ZG20Cr26Ni5 (ZG3Cr26Ni5)	1 050	承载情况下使用温度可达 650℃，轻负荷时可达 1 050℃，在 650 ~ 870℃之间易析出 σ 相，可选用于矿石焙烧炉，也可选用于不需要高温强度的高硫环境下工作的炉用构件等
ZG30Cr20Ni10 (ZG3Cr20Ni10)	900	基本不形成 σ 相，可选用于炼油厂加热炉、水泥干燥窑，矿石焙烧炉和热处理炉构件等
ZG35Cr26Ni12	1 100	高温强度高，抗氧化性能好。在规格范围内调整其成分，可使组织内含有一些铁素体，也可为单相奥氏体。能广泛地选用于多种炉子构件，但不宜选用于温度急变的场合
ZG35Cr28Ni16	1 150	具有较高温度的抗氧化性能。选用情况同 ZG40Cr25Ni20
ZG40Cr25Ni20 (ZG4Cr25Ni20)	1 150	具有较高的蠕变和持久强度，抗高温气体腐蚀能力强，常选用于炉辊，辐射管，钢坯滑板，热处理炉炉辊、管支架，制氢转化管，乙烯裂解管等
ZG40Cr30Ni20 (ZG4Cr30Ni20)	1 150	在高温含硫气体中耐蚀性好，可选用于气体分离装置、焙烧炉衬板等
ZG35Ni24Cr18Si2	1 100	可选用于加热炉传送带、螺杆、紧固件等高温承载构件
ZG30Ni35Cr15 (ZG3Ni35Cr15)	1 150	抗热疲劳性好，可选用于渗碳炉构件、热处理炉板、导轨、轮子、铜焊夹具、蒸馏器、辐射管、玻璃轧辊、搪瓷窑构件以及周期加热的紧固件等
ZG45Ni35Cr26	1 150	抗氧化及抗渗碳性良好，高温强度高，可选用于乙烯裂解管、辐射管、弯管、接头、管支架、炉辊及热处理用夹具等
ZG40Cr22Ni4N (ZG4Cr22Ni4N)	—	可选用于 1 000℃以上炉用件

续表 4.2-126

牌 号 （原牌号）	最高使用温度 /℃	特性及选用
ZG30Cr25Ni20 （ZG3Cr25Ni20）	—	可选用于 1 000℃以上炉用件
ZG20Cr20Mn9Ni2SiN （ZG2Cr20Mn9Ni2Si2N）	—	可选用于连铸机吊架等
ZG08Cr18Ni12Mo2Ti （ZG0Cr18Ni12Mo2Ti）	—	可选用于连铸机零件等

表 4.2-127 大型铸件常用高锰铸钢的化学成分（质量分数） %

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
ZGMn13-1	1.10 ~ 1.50	0.30 ~ 1.00	11.0 ~ 14.00	≤0.090	≤0.050	—	—	—
ZGMn13-2	1.00 ~ 1.40					—	—	—
ZGMn13-3	0.90 ~ 1.30	0.30 ~ 0.80		≤0.080		—	—	—
ZGMn13-4	0.90 ~ 1.20			≤0.070		—	—	—
ZGMn13Cr	1.05 ~ 1.35	0.30 ~ 1.00				0.30 ~ 0.75	—	—
ZGMn13Cr2						1.50 ~ 2.50	—	—
ZGMn13Ni4	0.70 ~ 1.30	≤1.00	11.5 ~ 14.0		—	—	3.00 ~ 4.00	—
ZGMn13Mo					—	—		0.90 ~ 1.20
ZGMn13Mo2	1.05 ~ 1.45				—	—	—	1.80 ~ 2.10

表 4.2-128 大型铸件常用高锰铸钢的力学性能[①]

牌 号	力学性能			
	σ_b/MPa ≥	δ_5/% ≥	A_{KU}/J ≥	HBS ≤
ZGMn13-1	637	20	—	229
ZGMn13-2	637	20	184	
ZGMn13-3	686	25	184	
ZGMn13-4	735	35	184	
ZGMn13Cr	490	30	—	—
ZGMn13Cr2	655 ~ 1 000	27 ~ 63	—	220

① 水韧处理后试样的力学性能。

8.2 重型机械常用铸钢及其选用

我国制订了重型机械常用铸钢标准《重型机械通用技术条件铸钢件》（JB/T 5006.5—1998）。此标准只涉及重型机械常用铸造碳钢和铸造低合金钢。

重型机械常用铸造碳钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-131 和表 4.2-132 的规定，其选用可参见表 4.2-133。

重型机械常用铸造低合金钢的化学成分和力学性能应符合表 4.2-134 和表 4.2-135 的规定，其选用可参见表 4.2-136。

表 4.2-129 大型铸件常用不锈铸钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Si≤	Mn	P≤	S≤	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	N
ZG15Cr13 （ZG1Cr13）	≤0.15	1.50	≤1.00	0.040	0.040	11.5 ~ 14.0	≤1.00	≤0.05	—	—	—
ZG20Cr13 （ZG2Cr13）	0.16 ~ 0.24	1.00	≤0.60	0.030	0.035	11.5 ~ 14.0	—	—	—	—	—
ZG30Cr13 （ZG3Cr13）	0.20 ~ 0.40	1.50	≤1.00	0.040	0.040	11.5 ~ 14.0	≤1.00	≤0.05	—	—	—
ZG12Cr18Ni9Ti （ZG1Cr18Ni9Ti）	≤0.12	1.50	0.80 ~ 2.00	0.030	0.040	17.0 ~ 20.0	8.00 ~ 11.00	—	5(C - 0.03%) ~ 0.80	—	—
ZG06Cr13Ni4Mo （ZG0Cr13Ni4Mo）	≤0.06	1.00	≤1.00	0.030	0.030	11.5 ~ 14.0	3.50 ~ 4.50	0.40 ~ 1.00	—	—	—
ZG06Cr13Ni6Mo （ZG0Cr13Ni6Mo）	≤0.06	0.70	≤0.80	0.030	0.030	12.0 ~ 14.0	5.50 ~ 6.50	0.40 ~ 1.00	—	—	—
ZG08Cr19Ni9 （ZG0Cr19Ni9）	≤0.08	2.00	≤1.50	0.040	0.040	17.0 ~ 21.0	8.00 ~ 11.0	—	—	—	—



续表 4.2-129

牌 号	C	Si≤	Mn	P≤	S≤	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	N
ZG08Cr19Ni11Mo3（ZG0Cr19Ni11Mo3）	≤0.08	1.50	≤1.50	0.040	0.040	18.0～21.0	9.00～13.00	3.00～4.00	—	—	—
ZG12Cr22Ni12（ZG1Cr22Ni12）	≤0.12	2.00	≤1.50	0.040	0.040	20.0～23.0	10.00～13.00	—	—	—	—
ZG20Cr25Ni20（ZG2Cr25Ni20）	≤0.20	2.00	≤1.50	0.040	0.040	23.0～27.0	19.0～31.00	—	—	—	—
ZG12Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N（ZG1Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N）	≤0.12	1.50	8.00～10.00	0.060	0.035	16.00～19.00	3.00～5.00	2.90～3.50	—	2.00～2.50	0.16～0.26
ZG12Cr18Mn13Mo2CuN（ZG1Cr18Mn13Mo2CuN）	≤0.12	1.50	12.00～14.00	0.060	0.035	17.00～20.00	—	1.50～2.00	—	1.00～1.50	0.19～0.26

注：括号内为传统铸钢牌号。

表 4.2-130　大型铸件常用不锈铸钢的力学性能

牌 号	热处理规范	力学性能				
		σ_b /MPa ≥	σ_s /MPa ≥	δ_5 /% ≥	ψ /% ≥	HBS
ZG15Cr13	1）加热到≥995℃；空冷，并在≥595℃回火或者；2）在≥790℃退火	620	450	18	30	≤241
ZG20Cr13		588	392	16	35	170～235
ZG30Cr13		690	485	15	25	≤269
ZG12Cr18Ni9Ti	加热到≥1 040℃，保持足够时间，水淬或采用能达到验收条件的其他方式	440	195	25	32	—
ZG06Cr13Ni4Mo	1）退火应>600℃；2）正火和淬火：在 A_{C3} 点以上进行；3）回火：在 A_{C1} 点上下进行一次或两次回火	760	550	15	35	≥220
ZG06Cr13Ni6Mo		750	550	15	35	≥220
ZG09Cr19Ni9	加热到≥1 040℃，保持足够的时间，水淬或用其他快冷方式	485	205	35	—	—
ZG08Cr19Ni11Mo3		520	240	25	—	—
ZG12Cr22Ni12		485	195	35	—	—
ZG20Cr25Ni20	加热到≥1 093℃，保持足够时间，水淬或其他快速冷却方式	450	195	30	—	—
ZG12Cr17Mn9Ni4Mo3Cu2N	加热到 1 100～1 150℃，保持足够时间，水淬或其他快速冷却方式	588	294	25	35	—
ZG12Cr18Mn13Mo2CuN		588	294	30	40	—

注：表面硬度不作验收依据。

表 4.2-131　重型机械常用铸造碳钢的化学成分（质量分数）　　%

牌 号	C	Si	Mn	S	P	残余元素				
						Ni	Cr	Cu	Mo	V
ZG200-400	≤2.20	≤0.50	≤0.80	≤0.04	≤0.04	≤0.30	≤0.35	≤0.30	≤0.20	≤0.05
ZG230-450	≤0.30		≤0.90							
ZG270-500	≤0.40									
ZG310-570	≤0.50	≤0.60								
ZG340-640	≤0.60									

注：1. 各牌号对上限每减少质量分数 0.01%的碳，可以增加质量分数 0.04%的锰，ZG200-400 的锰至多为质量分数 1.00%，其余 4 个牌号的锰至多为质量分数 1.20%。
2. 残余元素总量不大于质量分数 1.00%。如果需方无要求，残余元素可以不进行分析。

8.3　水轮机常用铸钢及其选用

水轮机常用铸钢牌号及其选用可参见表 4.2-137。

8.4　汽轮机常用铸钢及其选用

汽轮机常用铸钢的化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-138 至表 4.2-140。

8.5　铁道机车车辆常用铸钢及其选用

铁道机车车辆常用铸钢有铸造碳钢、铸造低合金钢和铸造高锰钢，其化学成分、力学性能及其选用可参见表 4.2-141 至表 4.2-143。



表 4.2-132　重型机械常用铸造碳钢的力学性能

牌　号	力学性能					
	屈服强度 σ_s 或 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ_5 /%	根据合同选择		
				收缩率 ψ /%	冲击吸收功	
					A_{KV} /J	A_{KU} /J
ZG200-400	≥200	≥400	≥25	≥40	≥30	≥47
ZG230-450	≥230	≥450	≥22	≥32	≥25	≥35
ZG270-500	≥270	≥500	≥18	≥25	≥22	≥27
ZG310-570	≥310	≥570	≥15	≥21	≥15	≥24
ZG340-640	≥340	≥640	≥10	≥18	≥10	≥16

注：1. 需方无要求时，A_{KV}、A_{KU} 由供方任选一种。
2. 表中所列的各铸钢牌号性能适用于厚度不大于 100 mm 的铸件。当铸件厚度大于 100 mm 时，表中规定的屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 仅供设计参考。

表 4.2-133　重型机械常用铸造碳钢的选用

牌　号	选　　用
ZG230-450	铁锤台、机座、锤轮、各种箱体等
ZG270-500	飞轮、机架、蒸汽锤、桩锤、齿轮、凸轮、水压机工作缸及横梁等
ZG310-570	联轴器、汽缸、齿轮、齿轮圈等

8.6　冶金轧辊常用铸钢及其选用

我国制订了冶金轧辊常用铸钢标准《铸钢轧辊》(GB/T 1503—1989)。此标准所涉及的冶金轧辊常用铸钢有：优质碳素钢、合金钢、半钢和石墨钢。

冶金轧辊常用铸钢的化学成分、轧辊表面硬度值应符合表 4.2-144 和表 4.2-145 的规定。如果需方要求作力学性能时，其力学性能值应达到表 4.2-146 的规定值。

表 4.2-134　重型机械常用铸造低合金钢的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Cu
ZG30Mn	0.27～0.34	0.30～0.50	1.20～1.50	≤0.035	≤0.035	—	—	—	—
ZG40Mn	0.35～0.45	0.30～0.45				—	—	—	—
ZG40Mn2		0.20～0.40	1.60～1.80			—	—	—	—
ZG50Mn2	0.45～0.55		1.50～1.80			—	—	—	—
ZG20Mn	0.12～0.22	0.60～0.80	1.00～1.30			—	≤0.40	—	—
ZG35Mn	0.30～0.40		1.10～1.40			—	—	—	—
ZG35SiMnMo	0.32～0.40	1.10～1.40				—	—	0.20～0.30	≤0.30
ZG35CrMnSi	0.30～0.40	0.50～0.75	0.90～1.20			0.50～0.80	—	—	—
ZG20MnMo	0.17～0.23	0.20～0.40	1.10～1.40			—	—	0.20～0.35	≤0.30
ZG55CrMnMo	0.50～0.60	0.25～0.60	1.20～1.60			0.60～0.90	—	0.20～0.30	≤0.30
ZG40Cr1	0.35～0.45	0.20～0.40	0.50～0.80			0.80～1.10	—	—	—
ZG34Cr2Ni2Mo	0.30～0.37	0.30～0.60	0.60～1.00			1.40～1.70	1.40～1.70	0.15～0.35	—
ZG20CrMo	0.17～0.25	0.20～0.45	0.50～0.80			0.50～0.80	—	0.40～0.60	—
ZG35Cr1Mo	0.30～0.37	0.30～0.50				0.80～1.20	—	0.20～0.30	—
ZG42Cr1Mo	0.38～0.45	0.30～0.60	0.60～1.00				—		—
ZG50Cr1Mo	0.46～0.54	0.25～0.50	0.50～0.80			0.90～1.20	—	0.15～0.25	—
ZG65Mn	0.60～0.70	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.035	≤0.035	—	—	—	—
ZG28NiCrMo	0.25～0.30	0.30～0.80	0.60～0.80			0.35～0.85	0.40～0.80	0.35～0.55	—
ZG30NiCrMo	0.25～0.35	0.30～0.60	0.70～1.00			0.60～0.90	0.60～1.10	0.35～0.50	—
ZG35NiCrMo	0.30～0.37	0.60～0.90				0.40～0.90	0.60～0.90	0.40～0.50	—

注：残余元素含量（质量分数）：Ni≤0.30%，Cr≤0.30%，Cu≤0.25%，Mo≤0.15%，V≤0.05%，残余元素总量不大于 1%，如果需方无要求，残余元素不作为验收依据。

表 4.2-135　重型机械常用铸造低合金钢的力学性能

牌　号	热处理状　态	力学性能							
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KU} /J	A_{KV} /J	A_{KDVM} /J	HBS
ZG30Mn	正火＋回火	≥300	≥550	≥18	≥30	—	—	—	≥163
ZG40Mn	正火＋回火	≥295	≥640	≥12	≥30	—	—	—	≥163
ZG40Mn2	正火＋回火	≥395	≥590	≥20	≥55	—	—	—	≥179
	调质	≥685	≥835	≥13	≥45	≥35	—	≥35	269～302



续表 4.2-135

牌　号	热处理状态	力学性能							
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_{KU} /J	A_{KV} /J	A_{KDVM} /J	HBS
ZG50Mn2	正火＋回火	≥445	≥785	≥18	≥37	—	—	—	—
ZG20Mn	正火＋回火	≥295	≥510	≥14	≥30	≥39	—	—	≥143
	调质	≥300	500～650	≥24	—	—	≥45	—	150～190
ZG35Mn	正火＋回火	≥345	≥570	≥12	≥20	≥24	—	—	—
	调质	≥415	≥640	≥12	≥25	≥27	—	≥27	—
ZG35SiMnMo	正火＋回火	≥395	≥640	≥12	≥20	≥24	—	—	—
	调质	≥490	≥690	≥12	≥25	≥27	—	≥27	—
ZG35CrMnSi	正火＋回火	≥345	690	≥14	≥30	—	—	—	≥217
ZG20MnMo	正火＋回火	≥295	490	≥16	—	≥39	—	—	≥156
ZG55CrMnMo	正火＋回火	不规定	不规定	—	—	—	—	—	—
ZG40Cr1	正火＋回火	≥345	≥630	≥18	≥26	—	—	—	≥212
ZG34Cr2Ni2Mo	调质	≥700	950～1 000	≥12	—	—	≥32	—	240～290
ZG20CrMo	调质	≥245	≥460	≥18	≥30	≤24	—	—	—
ZG35Cr1Mo	调质	≥510	740～880	≥12	—	—	—	≥27	—
ZG42Cr1Mo	调质	≥490	690～830	≥11	—	—	—	≥21	200～250
ZG50Cr1Mo	调质	≥520	740～880	≥11	—	—	—	≥34	220～260
ZG65Mn	正火＋回火	不规定	不规定	—	—	—	—	—	—
ZG28NiCrMo	—	≥420	≥630	≥20	≥40	—	—	—	—
ZG30NiCrMo	—	≥590	≥730	≥17	≥35	—	—	—	—
ZG35NiCrMo	—	≥660	≥830	≥14	≥30	—	—	—	—

注：1. 需方无要求时，A_{KU}、A_{KV}、A_{KDVM}由供方任选一种。
2. HBS 不作为验收依据，仅供设计参考。

表 4.2-136　重型机械常用铸造低合金钢的选用

牌　号	选　　用
ZG40Mn	选用于整体大齿轮等
ZG40Mn2	选用于大断面球磨机齿轮及其他大齿轮等
ZG20MnSi	选用于水压机工作缸及各种较大断面零件
ZG20MnMo	选用于压力容器
ZG35MnSi	选用于齿轮、滚子等耐磨件及各种较大断面零件
ZG35CrMo	选用于链轮、支撑轴、轴套、齿圈等
ZG35SiMnMo	选用于高强度齿轮，表面淬火 45～50HRC
ZG40Cr1	选用于齿轮、齿轮缘等较高强度的零件
ZG65Mn	选用于起重机及矿山机械的车轮等

表 4.2-137　水轮机常用铸钢牌号及其选用

牌　　号	选　　用
ZG20SiMn	选用于转轮、焊接主轴以及其他强度较高或焊接量大的零件
ZG30	选用于转轮、座环、底环、顶盖、控制环、导水瓣等
ZG10Cr13Ni	选用于较高压力，汽蚀较严重零件
ZG10Cr13Ni1Mo	选用于较高压力，汽蚀较严重零件
ZG06Cr13Ni4Mo	选用于大中型机组，铸焊结构，抗汽蚀、抗磨损性能要求高的零件及工地组装焊件
ZG06Cr13Ni6Mo	选用于大中型机组，铸焊结构，抗汽蚀、抗磨损性能要求高的零件及工地组装焊件
ZG06Cr16Ni5Mo	选用于大中型机组，铸焊结构，抗汽蚀、抗磨损性能要求高的零件及工地组装焊件
ZG04Cr16Ni5Mo	选用于大中型机组，铸焊结构，抗汽蚀、抗磨损性能要求高的零件及工地组装焊件。采用炉外精炼技术
ZG06Cr17Ni4Cu3Mo	选采用炉外精炼或电渣熔铸，选用于抗泥沙磨损严重的铸件
ZG06Cr13Ni5Mo	选用情况同 ZG06Cr13Ni4Mo 和 ZG06Cr13Ni6Mo



表 4.2-138 汽轮机常用铸钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Mn	Si	P≤	S≤	Cr	Mo	V
ZG20CrMo	0.15～0.25	0.50～0.80	0.20～0.60	0.030	0.030	0.50～0.80	0.40～0.60	—
ZG15Cr1Mo	≤0.20	0.50～0.80	≤0.60	0.030	0.025	1.00～1.50	0.45～0.55	—
ZG15Cr2Mo1	≤0.18	0.40～0.70	≤0.60	0.030	0.030	2.00～2.75	0.90～1.20	—
ZG20CrMoV	0.18～0.25	0.40～0.70	0.20～0.60	0.030	0.030	0.90～1.20	0.50～0.70	0.20～0.30
ZG15Cr1Mo1V	0.12～0.20	0.40～0.70	0.20～0.60	0.030	0.030	1.20～1.70	0.90～1.20	0.35～0.40

注：1. 钢液可采用一般方法脱氧，如果用铝进行终脱氧，则残余元素铝的质量分数不得超过0.025%。
2. ZG15Cr1Mo钢中镍的残余质量分数不应超过0.5%，铜的残余质量分数不应超过0.25%，铌的残余质量分数不应超过0.03%，钛的残余质量分数不应超过0.035%。
3. 其他钢种镍和铜残余质量分数均不应超过0.30%，除技术文件或合同有规定外，一般不做考核。

表 4.2-139 汽轮机常用铸钢的力学性能

钢 号	热处理	力学性能						
		$\sigma_{0.2}$/MPa≥	σ_b/MPa	δ_5/%≥	δ_4/%≥	ψ/%≥	A_{KU}/J≥	HBS①
ZG20CrMo	正火+回火	245	≥460	18	—	30	24	135～180
ZG15Cr1Mo	正火+回火	275	≥490	—	22	35	—	—
ZG15Cr2Mo1	正火+回火	275	485～660	—	20	35	—	—
ZG20CrMoV	正火，正火+回火	315	≥490	15	—	30	24	140～201
ZG15Cr1Mo1V	退火+正火，正火+回火	345	≥490	15	—	30	24	140～201

① 硬度不做为验收依据。

表 4.2-140 汽轮机常用铸钢的选用

钢号	选用
ZG20Mo	450～500℃下工作的汽缸，蒸汽室等
ZG20CrMo	500℃下工作的前汽缸、喷嘴室、蒸汽室及主汽门
ZG20CrMoV	565℃下工作的前汽缸、喷嘴室、蒸汽室、主汽门等
ZG15Cr1Mo1V	580℃下工作的前汽缸、喷嘴室、蒸汽室等

注：汽轮机常用的铸钢还有：ZG22Mn、ZG230-450、ZG270-500、ZGCr11MoV、ZG10Cr13和美国牌号8N、8Q等。

冶金轧辊常用铸钢的适用范围和选用可参见表4.2-147和表4.2-148。

8.7 无磁与电工常用铸钢及其选用

无磁常用铸钢的典型化学成分、力学性能和磁学性能及其选用可参见表4.2-149～表4.2-151。

电工常用铸钢的典型化学成分及其选用可参见表4.2-152和表4.2-153。

表 4.2-141 铁道机车车辆常用铸钢的化学成分（质量分数） %

牌 号	C	Si	Mn	P	S	其他元素
1）铸造碳钢						
ZG200-400	0.12～0.20	0.17～0.37	0.35～0.65	≤0.04	≤0.04	—
ZG230-450	0.22～0.30	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
ZG270-500	0.32～0.40	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
ZG310-570	0.42～0.50	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
ZG340-640	0.52～0.60	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
车钩一组	0.22～0.30	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
车钩二组	0.22～0.30	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.04	≤0.04	—
车钩三组	0.22～0.30	0.17～0.37	1.1～1.6	≤0.04	≤0.04	—
2）铸造低合金钢						
ZG20MnSi	0.16～0.22	0.60～0.80	1.00～1.30	≤0.040	≤0.035	—
ZG25MnNi	0.22～0.28	0.20～0.40	0.70～1.00	≤0.040	≤0.040	Ni0.30～0.40 Cu≤0.30
ZG25MnCrNiMo	0.22～0.28	0.20～0.40	1.20～1.50	≤0.040	≤0.040	Ni0.30～0.40 Mo0.20～0.30 Cr0.40～0.60 Cu≤0.30
	0.22～0.28	0.20～0.40	1.20～1.50	≤0.040	≤0.040	Ni0.035～0.40 Mo0.20～0.30 Cr0.40～0.60 Cu≤0.30
ZG20Cr3MoVB	0.16～0.22	0.20～0.50	0.80～1.00	—	—	Nb0.05～0.15 B0.005～0.010 RE0.05～0.15
3）铸造高锰钢						
ZGMn13	1.00～1.45	0.30～0.80	11.0～14.0	≤0.090	≤0.040	—



表 4.2-142　铁道机车车辆常用铸钢的力学性能①

牌　号	热处理	力学性能						备　注
		σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	A_K /J·cm^{-2}	A_{KV} /J	
1）铸造碳钢								
ZG200-400	正火或退火	196	392	24	35	50	—	—
ZG230-450	正火或退火	235	441	19	30	40	—	—
ZG270-500	正火或退火	275	496	16	28	33	—	—
ZG310-570	正火或退火	314	539	12	20	30	—	—
ZG340-640	正火或退火	340	640	10	18	—	—	
车钩一组	正火或退火	235	441	19	30	40	—	—
车钩二组	正火或退火	235	441	19	30	40	—	—
车钩三组	正火	382～539	549～569	18～20	27～33	75～90	—	-40℃的 a_K 值　40～50
	淬火、回火	441～539	637～735	15～18	25～35	75～100	—	45～60
2）铸造低合金钢								
ZG20MnSi	正火＋回火	333	539	25	47	90	—	—
ZG25MnNi	—	260	485	24	36	—	20（-7℃）	—
ZG25MnCrNiMo	—	414	620	2	45	—	20（-18℃）	—
	—	687	823	14	30	—	27（-40℃）	—
ZG20Cr3MoVB	—	—	—	—	—	—	—	—
3）铸造高锰钢								
ZGMn13	水韧处理	—	635	20	—	—	—	—

①　力学性能的数值，除给出范围者外，均为最小值。

表 4.2-143　铁道机车车辆常用铸钢的选用

牌　号	选　　用
1）铸造碳钢	
ZG200-400	一般铸件
ZG230-450	
ZG270-500	
ZG310-570	耐磨零件
ZG340-640	
车钩一组	车钩中的重要件
车钩二组	车钩中的一般件
车钩三组	代替车钩一、二组用于车钩，可减少重量，延长寿命

续表 4.2-143

牌　号	选　　用
2）铸造低合金钢	
ZG20MnSi	摇枕、侧架、车钩
ZG20MnNi	铁路货车用摇枕、侧架
ZG25MnCrNiMo	13 号车钩、尾框及美国摇枕、侧架
	16 号、17 号车钩、尾框
ZG20Cr3MoVB	内燃机车增压器涡轮
3）铸造高锰钢	
ZGMn13	道岔

表 4.2-144　冶金轧辊常用铸钢的化学成分（质量分数）　　%

分类	钢　号	碳	硅	锰	铬	镍	钼	磷	硫
优质碳素钢	ZU70	0.65～0.75	0.20～0.45	0.50～0.80	—	—	—	≤0.040	≤0.040
	ZU70Mn	0.65～0.75	0.20～0.45	0.90～1.20	—	—	—	≤0.040	≤0.040
	ZU80	0.75～0.85	0.20～0.45	0.50～0.80	—	—	—	≤0.040	≤0.040
合金钢	ZU60CrMnMo	0.55～0.65	0.20～0.45	0.90～1.20	0.80～1.20	—	0.20～0.45	≤0.035	≤0.030
	ZU65CrNiMo	0.60～0.70	0.20～0.60	0.50～0.80	0.80～1.20	0.20～0.50	0.20～0.45	≤0.035	≤0.030
	$ZU70Mn_2$	0.65～0.75	0.20～0.45	1.40～1.80	—	—	—	≤0.035	≤0.030
	$ZU70Mn_2Mo$	0.65～0.75	0.20～0.45	1.40～1.80	—	—	0.20～0.45	≤0.035	≤0.030



续表 4.2-144

分类	钢 号	碳	硅	锰	铬	镍	钼	磷	硫
合金钢	ZU75CrMo	0.70~0.80	0.20~0.45	0.60~0.90	0.75~1.00	—	0.20~0.45	≤0.035	≤0.030
	ZU75CrNiMnMo	0.70~0.80	0.20~0.60	0.70~1.10	0.90~1.20	0.20~0.50	0.20~0.45	≤0.035	≤0.030
	ZU80Cr	0.75~0.85	0.20~0.45	0.50~0.80	0.45~0.70	—	—	≤0.035	≤0.030
半钢	ZUB140CrMo	1.30~1.50	0.30~0.60	0.70~1.10	0.80~1.20	—	0.20~0.60	≤0.035	≤0.030
	ZUB140CrNiMo	1.30~1.50	0.30~0.60	0.70~1.10	0.80~1.20	≥0.20	0.20~0.60	≤0.035	≤0.030
	ZUB160CrMo	1.50~1.70	0.30~0.60	0.70~1.10	0.80~1.20	—	0.20~0.60	≤0.035	≤0.030
	ZUB160CrNiMo	1.50~1.70	0.30~0.60	0.70~1.10	0.80~1.20	≥0.20	0.20~0.60	≤0.035	0.030
石墨钢	ZUS140SiCrMo	1.30~1.50	1.30~1.60	0.50~0.80	0.40~0.70	—	0.20~0.50	≤0.035	≤0.030
	ZUS150SiCrNiMo	1.40~1.60	1.00~1.40	0.60~1.00	0.60~1.00	≥0.20	0.20~0.50	≤0.035	≤0.030

表 4.2-145 冶金轧辊常用铸钢的轧辊表面硬度值

分类	钢号	硬度 HS	
		辊身	辊颈
优质碳素钢	ZU70	32~42	≤42
	ZU70Mn	32~42	≤42
	ZU80	34~44	≤44
合金钢	ZU60CrMnMo	32~42	≤42
	ZU65CrNiMo	35~45	≤45
	$ZU70Mn_2$	34~44	≤44
	$ZU70Mn_2Mo$	36~46	≤46
	ZU75CrMo	36~46	≤46
	ZU75CrNiMnMo	35~45	≤45
	ZU80Cr	38~48	≤48
半钢	ZUB140CrMo	38~48	≤48
	ZUB140CrNiMo	35~45	≤45
	ZUB160CrMo	40~50	≤50
	ZUB160CrNiMo	A：38~48 B：48~58	≤48
石墨钢	ZUS140SiCrMo	36~46	≤46
	ZUS150SiCrNiMo	40~50	≤50

注：ZUB160CrNiMo 材质硬度分为两类，可供需方选用。

表 4.2-146 冶金轧辊常用铸钢的力学性能

分类	钢号	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	冲击韧度 a_{KU} /J·cm^{-2}	抗拉强度 σ_b /MPa	伸长率 δ /%	冲击韧度 a_{KU} /J·cm^{-2}
		≥					
		附铸试样			梅花试样		
优质碳素钢	ZU70	—	—	—	640	7	14.3
	ZU70Mn	—	—	—	740	6	12
	ZU80	—	—	—	710	6	9.8
合金钢	ZU60CrMnMo	—	—	—	740	6	14.3
	ZU65CrNiMo	650	6	9.8	—	—	—
	$ZU70Mn_2$	—	—	—	740	6	9.8
	$ZU70Mn_2Mo$	—	—	—	770	6	9.8
	ZU75CrMo	680	6	8.0	770	6	9.8
	ZU75CrNiMnMo	700	6	9.8	—	—	—
	ZU80Cr	—	—	—	790	6	9.8
半钢	ZUB140CrMo	490	—	—	590	—	—
	ZUB140CrNiMo	490	—	—	590	—	—
	ZUB160CrMo	392	—	—	540	—	—
	ZUB160CrNiMo	392	—	—	540	—	—
石墨钢	ZUS140SiCrMo	540	—	—	660	—	—
	ZUS150SiCrNiMo	500	—	—	600	—	—

注：1. 冲击韧度试样系用 U 形缺口试样。
2. 采用附铸试样性能应符合附铸试样要求，采用梅花试样性能应符合梅花试样要求。
3. 轧辊要求作力学性能试验用的试样毛坯，一般应取自下辊颈端面附铸试样，其试样形状、尺寸、及切取位置应符合 GB/T 1503—1989 的附铸试样图 A1，也可取自单铸的梅花试样，单铸梅花试样应符合 GB/T 1503—1989 的图 A2 的要求。

表 4.2-147 冶金轧辊常用铸钢的适用范围

轧辊类型	轧辊表面硬度 HS	常用铸钢	适用范围
软辊	30~40	优质碳素钢 合金钢 半钢 石墨钢	适用于开坯机、大型型钢轧机的初轧机轧辊
半硬面辊	40~60	优质碳素钢 合金钢 半钢 石墨钢	适用于大型、中型、小型型钢轧机和钢板轧机的粗轧机轧辊
硬面辊	60~85		适用于薄板、中板、中型型钢和小型型钢轧机的精轧机轧辊及四辊轧机的支撑辊
特硬辊	85~100		适用于冷轧机轧辊



表 4.2-148 冶金轧辊常用铸钢的选用

序号	轧机和轧辊				选用
1	钢坯（方坯）连轧机				优质碳素钢 合金钢
	机组	机座号	轧辊尺寸/mm×mm	平立	
	No1	2 3 4	900×1 200 700×800 7 700×1 200	平 立 平	
	No2	1	570×800	立	
	No1	1 2 3	650×1 350 650×1 350 650×1 350	平 平 平	
	No2	1 2 3	490×1 100 490×1 100 490×1 100	平 平 平	
2	大中型型钢轧机				
	开坯机座轧辊				铬钼铸钢 29～35HS、30～40HS 石墨铸钢 36～42HS 高强度铸钢 32～40HD
	轧边机座轧辊				钢基半钢（组合套）45～53HS
	立轧机座轧辊				钢基半钢（组合套）40～50HS
	水平机座（粗轧、中轧和精轧）轧辊				半钢（组合套）40～50HS 半钢 45～55HS 冷硬半钢
3	小型线材轧机				
	初轧机轧辊				优质碳素钢 35～40HS
4	高速小型线材轧机				
	初轧机轧辊				半钢 40～50HS
	2号中轧机轧辊				复合浇注半钢
5	板带轧机				
	粗轧前				铸钢 特殊复合铸钢

表 4.2-149 无磁常用铸钢的典型化学成分（质量分数）

%

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	N
				≤			
ZG25Mn18Cr4	0.2～0.3	0.2～0.6	17～19	0.08	0.03	3.5～4.5	—
ZG40Mn18Cr3	0.3～0.5	0.3～0.8	17～19	0.08	0.05	3.0～3.5	允许 0.08～0.12

表 4.2-150 无磁常用铸钢的力学性能和磁学性能

牌号	力学性能					磁学性能
	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HBS	磁导率 $\mu/\mu H\cdot m^{-1}$
	≤					
ZG25Mn18Cr4	360	160	15	20	170～230	≤1.38
ZG40Mn18Cr3	450	240	19	30	170～230	≤1.38

表 4.2-151 无磁常用铸钢的选用

牌号	选用
ZG25Mn18Cr4 ZG40Mn18Cr3	选用于汽轮发电机的定子压圈等零件

表 4.2-152 电工常用铸钢的典型化学成分（质量分数）

%

牌号	C≤	Si≤	Mn≤	P≤	S≤	Al
DT_3	0.04	0.20	0.30	0.020	0.020	≤0.50
DT_4	0.025	0.20	0.30	0.020	0.020	0.15～0.50

注：1. 冶炼时控制 w（S）≤0.015%。
2. 钢中残余元素的质量分数为：Ni≤0.20%，Cr≤0.10%，Cu≤0.20%。

表 4.2-153 电工常用铸钢的选用

牌号	主要特点	选用
DT_3	矫顽力低，磁导率高。要求晶粒粗大，减少杂物和气体，避免缩孔、疏松、气孔等缺陷	选用于磁选机、电磁吸铁盘等软磁性零件
DT_4	钢液流动性差，气孔敏感性大，浇注温度控制在 1 590～1 610℃ 铸件在 650～700℃退火	

编写：陈　琦（沈阳铸造研究所）
彭兆弟（沈阳铸造研究所）



参考文献

1 中国标准出版社，全国铸造标准化技术委员会编．中国机械工业标准汇编，铸造卷（上、下）．北京：中国标准出版社，2002
2 全国铸造标准化技术委员会秘书处编译．最新国际铸造标准．北京：机械工业出版社，1998
3 徐灏主编．机械设计，第2版，第1卷．北京：机械工业出版社，2003
4 林慧国等主编．袖珍世界钢号手册，第3版．北京：机械工业出版社，2003
5 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册，第2版，第1卷铸铁．北京：机械工业出版社，2002
6 中国机械工程学会铸造分会编．铸造手册：第2卷铸钢．第2版．北京：机械工业出版社，2002
7 陈琦，彭兆弟主编．铸造技术问题对策．北京：机械工业出版社，2001
8 陈琦，彭兆弟主编．铸件配料手册．北京：机械工业出版社，2000
9 陈琦，彭兆弟主编．铸件热处理实用手册．北京：龙门书局，2000
10 谢敬佩等著．耐磨铸钢及熔炼．北京：机械工业出版社，2003
11 模具制造手册编写组．模具制造手册，第2版．北京：机械工业出版社，2000
12 黄庆学等著．轧机轴承与轧辊寿命研究与应用．北京：冶金工业出版社，2003


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第5篇

非 合 金 钢

主 编 杨忠民

编 写 杨忠民

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET

第 1 章　概　　述

非合金钢是引用国际标准的通用术语。非合金钢涵盖了碳素钢、电工用纯铁、原料纯铁及其他专用的具有特殊性能的“非合金钢”。我国和其他国家均为类似情况：为了得到某种性能，在钢中加入或保留一些微量合金元素，其含量又在非合金钢规定的范围内，即为具有特殊性能的专用非合金钢。碳素钢包括普通和优质碳素结构钢、碳素工具钢、碳素弹簧钢、易切削碳素钢等。

按照中华人民共和国国家标准 GB/T 13304—1991 钢分类中规定：

1）钢按化学成分分为非合金钢、低合金钢和合金钢。

2）非合金钢、低合金钢和合金钢按主要质量等级和主要性能及使用特性分类。

3）非合金钢按主要质量等级分为普通质量非合金钢、优质非合金钢和特殊质量非合金钢。

4）普通质量非合金钢、优质非合金钢和特殊质量非合金钢按主要质量等级和主要性能及使用特性分为：以规定最高强度为主要特性的非合金钢；以规定最低强度为主要特性的非合金钢；以碳含量为主要特性的非合金钢；非合金易切削钢；非合金工具钢；规定磁性能和电性能的非合金钢；其他非合金钢。

同时，国标 GB/T 13304—1991 对非合金钢的相应合金元素的含量进行了明确规定，表 5.1-1 为主要合金元素含量的上限值。多种元素并存时其总量不应超过元素规定限量总合的 70%（质量分数）。

表 5.1-1　非合金钢元素规定含量界限值（质量分数）

合金元素	Al	B	Cr	Bi	Cu	Mn	Mo	Ni	Nb
含量界限值/%	<0.10	<0.000 5	<0.30	<0.10	<0.10	<1.00	<0.05	<0.30	<0.02
合金元素	Pb	Si	Ti	V	Se	Te	W	Co	Zr
含量界限值/%	<0.40	<0.50	<0.05	<0.04	<0.10	<0.10	<0.10	<0.10	<0.05

注：其他规定元素（S、P、C、N 除外）含量界限值<0.05。

工业用钢是根据钢中的磷、硫等杂质元素的含量以及均匀度划分普通钢、优质钢和高级优质钢。同时对于不同的具体钢种对铬、镍、铜等残余元素的含量也有一定限制，具体规定见各有关标准。

以结构钢为例：

普通钢中磷含量（质量分数）≤0.045%，硫含量（质量分数）≤0.050%。

优质钢中磷含量≤0.035%，硫含量≤0.030%。

高级优质钢中磷含量≤0.025%，硫含量≤0.020%。

钢中的均匀度一般根据宏观和显微组织及缺陷的严重程度，例如偏析、疏松、枝晶、断口形貌、夹杂分布、脱碳程度等进行分级。

1　非合金钢按其主要质量等级分类

1.1　普通质量非合金钢

普通质量非合金钢主要包括：1）一般用途碳素结构钢，GB700 规定 A、B 级碳素结构钢。2）碳素钢筋钢，主要是 GB13013 中规定的 Q235 光滑钢筋钢。3）铁道用一般碳素钢，主要指 GB11264，GB11265，GB2826 规定的轻轨和垫板用碳素钢。4）一般用板桩型钢，我国目前还没有标准。

1.2　优质非合金钢

优质非合金钢主要包括机械用优质碳素钢、工程结构用碳素钢、冲压薄板用低碳结构钢、镀层板、带用碳素钢、锅炉和压力容器用碳素钢、造船用碳素钢、铁道用优质碳素钢、焊条用碳素钢、冷镦和冷挤压用非合金钢棒、线材、非合金易切削钢、电工用非合金钢、优质铸造碳素钢、其他优质非合金钢。

特殊质量非合金钢按主要性能和使用特性分为 6 类：以规定最低强度为主要特征的钢；以碳含量为主要特征的钢；易切削钢；工具钢；规定磁性能和电性能钢；其他钢。

1.3　特殊质量非合金钢

1）保证淬透性非合金钢，例如 GB/T 5216 规定的 45H 等碳素钢。

2）保证厚度方向性能的非合金钢，例如 GB/T 5313 规定的非合金钢。

3）铁道用特殊非合金钢，例如 GB/T 5068 规定的牌号为 LZ、JZ 的钢，GB/T 8601 规定的牌号为 CL60 - A 的钢，GB/T 8602 规定的牌号为 LG60 - A、LG65 - A 的车轴坯、车轮、轮箍钢。

4）航空、兵器等专用非合金结构钢，例如 YB/T 674 规定的牌号为 10～50 航空用非合金钢，YB/T 475、YB/T 481 规定的牌号为 35Z、40Z、45Z、45AZ、50A、50Z、50AZ、50AE 等轻武器用非合金结构钢。

5）核能用非合金钢，目前我国没有制定专用标准。

6）特殊焊条用非合金钢，例如 GB/T 3429、GB/T 14957 规定的 H08E 电弧焊等用非合金钢。

7）碳素弹簧钢，如 GB/T 1222 规定的 65、70、85、65Mn 碳素弹簧钢，GB699 规定的 70～85 钢和 65Mn、70Mn 钢。

8）特殊盘条钢及钢丝，例如 YB/T 5100、YB/T 5101 规定的 60～80、60Mn～70Mn 和 T8MnA、T9A 钢琴丝用盘条和钢琴丝。

9）特殊易切削钢，例如 YB/T 467、GJB1494 规定的 Y75 硫易切削钢。

10）碳素工具钢和高碳中空钢，例如 GB/T 1298 规定的 T7～T13Mn 非合金工具钢、GB/T 1301 规定的 ZKT8 钢。

11）电磁纯铁，例如 GB/T 6983、GB/T 6984、GB/T 6985 规定的 DT3、DT3A、DT4、DT4A、DT4E、DT4C 纯铁。

12）原料纯铁，例如 GB/T 9971 规定的 YT1F、YT2F、YT3、YT4 纯铁。



2 非合金钢按其主要性能或使用特性分类

非合金钢按主要性能和使用特性分为：以规定最高强度为主要特征的钢；以规定最低强度为主要特征的钢；以限制碳含量为主要特征的钢；非合金易切削钢；非合金工具钢；具有专门规定磁性能或电性能的非合金钢；其他钢。

2.1 以规定最高强度为主要特征的非合金钢

以规定最高强度（或硬度）为主要特征的非合金钢主要是要求冷成形性好的钢。其中主要包括：GB912 中的低碳钢板、钢带，GB2517 中的 RJ216 等低碳钢板、钢带；GB5213 中的 08Al 低碳冲压薄板，GB3276 中的 08、10 薄板；GB2518、GB2520、GB4174、YB/T 5130、YB/T 5131 中规定的低碳镀锡、镀锌、镀铅等镀层板、带和原板；不经热处理的冷顶锻和冷挤压用钢。

2.2 以规定最低强度为主要特征的非合金钢

以规定最低强度为主要特征的非合金钢，属于工程结构和机械结构用非合金钢。例如 GB/T 700、GB/T 3274、GB/T 716、GB/T 3524、GB/T 14292 中的一般工程结构用钢板、钢带、型钢；GB/T 699、GB/T 710、GB/T 711、YB/T 5059、GB/T 3274、GB/T 3275、GB/T 8749 中的机械结构用型钢、钢板、钢带；GB/T 713 等标准中的锅炉和压力容器用非合金钢板、钢管、型钢；GB/T 712、GB/T 5312、GB/T 9945 中规定造船用非合金钢板、钢管、型钢；GB/T 2585、GB/T 2826、GB/T 8601、GB/T 8602、GB/T 11264、GB/T 11265、GB/T 11266、YB/T 354 中规定的铁道用非合金钢重轨、轻轨、垫板、车轮、轮箍、鱼尾板；YB168、YB897 等标准中的桥梁、锚链用非合金钢；GB/T 11352、GB/T 7659 等标准中的工程结构用铸造碳素钢；GB13013 等标准中的非合金钢钢筋以及输油输气管线用钢；航空、兵器等用非合金钢棒、钢板、钢管等。

2.3 以限制碳含量为主要特征的非合金钢

以限制碳含量为主要特征的非合金钢，主要指需要进行调质处理的钢棒、线材等非合金钢。常用的如 GB/T 1222 等标准中规定的 65～85、65Mn 等非合金钢扁钢、钢板；GB/T 14957、GB/T 3429 中 H08、H08A、H08E、H08Mn、H08MnA、H15A、H15Mn 等非合金焊条钢；GB4354、GB4355 等标准中的 25～85、40Mn～85Mn 等非合金盘条钢；GB/T 715、GB/T 5953、GB/T 5955、GB/T 6478 等标准中的 BL2、BL3、ML08～ML45、ML25Mn～ML45Mn 等非合金冷镦和挤压钢；以及非合金调质钢；非合金表面硬化钢；非合金弹簧钢丝等。

2.4 非合金易切削钢

例如 GB/T 8731 中的 Y12、Y12Pb、Y15、Y15Pb、Y20、Y30、Y35、Y45Ca 非合金钢棒；GB/T 8711 中规定 Y12 非合金六角钢丝；GJB1494 中的 Y75 非合金易切削银亮钢丝。

2.5 非合金工具钢

非合金工具钢，为高碳过共析或亚共析钢。例如 GB/T 1298 中的 T7～T13A、T8Mn、T8MnA 碳素工具钢板、钢带；GB/T 8712 中碳素工具钢丝；GB/T 1301 中的 ZKT8 凿岩钎杆用非合金中空钢。

2.6 具有专门规定磁性能或电性能的非合金钢

具有专门规定磁性能或电性能的非合金钢，主要是电工用非合金钢。例如 GB/T 6983、GB/T 6984、GB/T 6985 等标准规定的 DT3、DT3A、DT4、DT4A、DT4E、DT4C 电磁纯铁棒材、热轧厚板、冷轧薄板；GB/T 2521 标准中规定的非合金电工钢带（片）；GB/T 346 标准中规定的通讯用镀锌低碳钢丝。

2.7 其他非合金钢

常用的其他非合金钢，例如 GB/T 9971 中的 YT1F、YT2F、YT3、YT4 原料纯铁；GB/T 1199 中的农用复合钢；GB/T 11525 中的犁壁用热轧三层钢板和宽钢带；YB/T 4001 中的 Q235－A 压焊钢格栅板，以及栅栏用钢丝等。

编写：杨忠民（钢铁研究总院）



第 2 章　普通质量非合金结构钢

1　概述

普通质量非合金钢是指不规定生产过程中需要特别控制质量要求，但化学成分和力学性能必须保证在规定范围内，杂质（主要 P、S 等）必须在规定范围内。普通质量非合金钢合金元素只含碳，不含其他合金元素，也叫普通碳素钢。由于不含其他合金元素，工艺简单成本低、应用也较广，主要用于生产板、带、型等普通构件，大多不经热处理直接使用。

碳素结构钢是钢中应用最多的、数量最大的。常轧制成板材、型材及异型材，一般不需要经热处理直接使用。用于一般结构和工程。钢的牌号由代表屈服点的字母（Q）、屈服点数值、质量等级符号（A，B，C，D）、脱氧方法符号等 4 部分按顺序组成。GB/T 700—1988 中的 Q235 就是一种常用的碳素结构钢。

除碳素结构钢外，其他普通质量非合金钢还有用于建筑、桥梁、车辆等热轧钢板和带钢，用于生产Ⅰ级建筑钢筋钢的 Q235，生产轻轨及配件的 50Q 和 55Q 等。

普通质量非合金钢包括：①一般用途碳素结构钢，GB700 规定 A、B 级碳素结构钢。②碳素钢筋钢，主要是 GB/T 13013 中规定的 Q235 光滑钢筋钢。③铁道用一般碳素钢，主要指 GB/T 11264，GB/T 11265，GB/T 2826 规定的轻轨和垫板用碳素钢。④一般用板桩型钢，我国目前还没有标准。

因此，普通质量非合金钢是以碳素结构钢为主，与优质碳素结构钢相比，对碳含量、性能范围以及磷、硫和其他残余元素含量的限制较宽。YB/T 151《普通碳素钢钢号和一般技术条件》中规定，把普通碳素钢分为三类：甲类钢（A 类钢），只保证力学性能，不保证化学成分，乙类钢（B 类钢），只保证化学成分，不保证力学性能；特类钢（C 类钢），既保证化学成分，又保证力学性能。特类钢常用于制造较重要的结构件。经过修改后的 GB/T 700—1988《碳素结构钢》中取消了此前规定的甲类钢、乙类钢、特类钢分类方法，改为按质量等级分为 A、B、C、D 等 4 个等级，与国际标准接轨，在保证力学性能的同时放宽成分限制。

非合金结构钢主要为碳素结构钢，它是占钢铁产量最大、品种最多、用途最广的钢种，是当前工程结构大量使用的主要原材料。据统计碳素钢占钢铁总产量约 70%，碳素结构钢占碳素钢产量的绝大部分。

1.1　分类及特性

碳素结构钢是指钢中不含其他任何有意添加合金元素，只含有铁、碳、硅、锰及杂质元素磷、硫的碳素钢，按照国家标准分为通用和专用两类。碳素结构钢是钢铁中生产量最大、品种最多、用途最广的钢类，是工程结构的主要原材料。这类钢一般不要求热处理，产品在交货状态下使用，其性能主要取决于钢中的碳含量。碳素结构钢是以钢的屈服强度表示钢的牌号，按钢中杂质元素硫、磷含量高低划分质量等级。共有 Q195、Q215、Q235、Q255、Q275 五个牌号。其中 Q195、Q275 不分质量等级，Q215、Q255 分 A、B 两级，Q235 分 A、B、C、D 四级，C、D 级钢相当于优质碳素结构钢，其他相当于普通碳素结构钢。

国标 GB/T 13304 规定，普通质量非合金钢是指不规定生产过程中需要特别控制质量要求的并同时满足下列 4 种条件的所有钢种：

1）钢为非合金化的（符合对非合金钢的化学元素含量界限值的规定）

2）不规定热处理（但退火、正火、消除应力及软化处理不作为热处理对待）

3）如产品标准或技术条件中有规定，其特性值应符合下列条件：

碳含量最高值（质量分数）≥0.10%；
硫和磷含量最高值（质量分数）≥0.045%；
氧含量最高值（质量分数）≥0.007%；
抗拉强度最低值　≤690 MPa；
屈服点或屈服强度最低值　≤360 MPa；
伸长率最低值（$L_0 = 5.65\sqrt{F_0}$）　≤33%；
弯心直径最低值　≥0.5×试件厚度；
冲击吸收功最低值(20℃，V 形，纵向标准试样)　≤27 J；
洛氏硬度最高值（HRB）　≥60

力学性能的规定值用厚度为 3～16 mm 钢料制作的纵向或横向试样测定。

4）未规定其他质量要求。

1.2　在国民经济中的作用

普通碳素结构钢是钢铁生产中产量最大的钢种，其用途广泛，生产的产品种类繁多，价格低廉。Q195、Q215 碳含量低，强度不高、塑性好、焊接性能优良，主要控制化学成分，保证良好的工艺性能，主要用于生产薄板、线材、钢丝等，可用于替代 08、10 优质碳素结构钢制造冲压件、焊接结构件。Q215 还可用作工程结构钢，但用量少。

Q235 是最通用的工程结构用钢之一，属于低碳钢，具有一定的强度，塑性和焊接性能良好。Q235 适用于受力不大，而要求韧性很高的焊接结构。品种有棒材、型材、板材、钢带、线材、焊管、钢丝等。

Q195、Q215、Q235 通常可用于无需热处理的一般机械结构和零件。

Q255 主要用于铆接和栓接工程结构，用量较少。Q275 的强度硬度较高、耐磨性较好，韧性稍低，一般用于承受中等应力的机械结构，可以代替 30、35 优质碳素结构钢，以降低成本。主要产品有棒材、型材、钢板、钢带。

1.3　国内外现状

普通碳素结构钢由于各国情况不同，其标准目前还没有完全一致，由于历史原因中国与俄罗斯的国家标准相近。具体情况可参照表 5.2-1。

表中选用的外国钢号为 ASTM A283M，ASTM A573M，JIS G3101，JIS G3106，ГОСТ 380，ГОСТ 535，EN 10025，ISO 630，DIN、BS 和 NF 标准为原标准号，现已被欧洲标准 EN10025 标准牌号代替。

普碳钢是目前国民经济应用量最大的一类钢种，随着冶炼水平的提高，生产工艺装备的改善，其技术标准也在不断的变化。表 5.2-1 表明碳素结构钢标准已与国际标准接轨。其性能和化学成分也趋于一致。

1.4　发展趋势和展望

1）标准与国际接轨　随着经济全球化和国内生产技术不断现代化，国际上迫切需要牌号标准的统一，我国的钢号标准的制定逐步与国际标准一致并且改进的步伐渐趋一致。

表 5.2-1 国内外碳素结构钢相近牌号

中国 GB	美国 ASTM	日本 JIS	德国 DIN	英国 BS	法国 NF	俄罗斯 ГОСТ	欧洲标准 EN	国际标准 ISO
Q195	Gr·B	SS330	St33	040A10	A33	CT1	S185	HR2（E185）
Q215A Q215B	Gr·C	SS330	Fe369C	040A12（Fe360C）	Fe360C	CT2		HR1
Q235A Q235B Q235C Q235D	Gr·D	SS400 SM400A SM400B	St37－2 Ust37－2 RSt37－2 St37－3U	E24－2（080A15） （Fe360B） （Fe360C） E24－3 E24－4	Fe360B Fe360C	CT3	S235JR S235JRG1 S235JRG2 S235J0 S235JRG3 S235JRG4	E235A E235B E235C E235D
Q255A Q255B	Gr·36	SS400				CT4		
Q275		SS490	St44－2	43B	E28－2	Ct5	S275JR	E275A

2）品种的优质化，应用领域被优质钢取代 冶炼技术的进步，铁水预处理和炉外精炼技术在钢厂普遍使用，以及规模化生产使成本的大幅降低，使一些大中型企业生产的普碳钢的杂质含量已经达到或接近优质钢的水平。同时由于用户需求水平的不断提高，使原有一些普通碳素钢的应用领域被优质钢取代。

3）普通碳素结构钢产量占钢的总产量的比例将会逐步降低 目前我国的碳素结构钢产量所占比例远高于发达国家的水平（接近50%），日本2000年碳素结构钢的产量占总产量的23%，我国占46%，随着生产和国民生活水平的提高，优质钢材和特殊钢材的使用将会逐步扩大，普通碳素结构钢的原有一些应用领域将被取代。

2 合金元素在钢中的作用

2.1 钢中的相

普通碳素结构钢一般不经过热处理，其相组成为铁素体－铁光体，通称为铁素体珠光体钢。铁素体硬度较低，珠光体硬度较高。

2.2 合金元素对钢组织性能的影响

碳素钢中的基本元素是铁、碳、硅、锰、磷、硫。铁元素为基本元素。

碳元素为碳素结构钢中重要元素，材料性能基本上由碳含量决定，当钢的组织相同时，其强度随碳含量的增加而提高，其塑性和韧性则降低。钢中的组织成分随碳含量的不同而改变。对于碳素钢碳含量（质量分数）为0.8%时热轧和正火后组织全部是珠光体；碳含量超过0.8%的钢组织为二次渗碳体和珠光体；碳含量小于0.8%钢的组织由先共析铁素体和珠光体组成，称为亚共析钢。普通碳素结构钢的碳含量小于0.38%为亚共析钢。对于亚共析钢，钢的硬度和强度几乎是随碳含量呈直线变化。碳的增加焊接性能显著下降，同时还会增加钢的冷脆性和时效敏感性，降低钢的抗大气腐蚀能力。

硅的脱氧能力比锰还要强，在常用的脱氧元素中仅次于铝，炼钢过程中硅铁是常用的脱氧剂。硅几乎全部溶于铁素体从而提高钢的强度、硬度、弹性，降低塑性、韧性，硅可以显著提高抗拉强度，小幅提高屈服强度。碳素钢硅含量（质量分数）通常小于0.35%。少部分硅元素存在于硅酸盐夹杂中。少量的硅仅作为杂质存在时对碳钢的性能作用不显著。硅提高钢的时效敏感性，提高韧脆转变温度。硅能提高抗氧化能力和抗腐蚀能力。

锰是在炼钢时用锰脱氧和脱硫而残存在钢中的元素。一般认为锰是有益元素。锰大部分溶于铁素体，形成置换固溶体使铁素体强化；一部分锰溶于Fe_3C中，形成合金渗碳体；锰还能增加珠光体的相对量，并使珠光体变细，这都会使钢的强度增加。锰与硫有很强的结合力，生成的MnS能减轻硫的有害作用，在普通碳素结构钢中需要留有一定的锰（一般锰含量为0.25%～0.80%），同时锰还有提高钢的淬透性作用。可以提高钢材强度，当锰含量较低，只作为杂质元素时对强度影响不显著，对焊接性能影响不大。锰使钢的抗腐蚀能力减弱。

磷是一种有害元素，是炼钢中带进来的杂质，磷在钢中可以全部溶于铁素体提高铁素体强度，但是由于碳元素的存在使磷的溶解度急剧下降，磷在钢中的扩散速度很慢，有可能在铁素体晶界上出现磷化铁薄膜，造成钢的脆性剧增，这种现象称之为“冷淬”，一般需要严格控制磷含量。磷在易切削钢中含量提高到0.08%～0.15%可以显著改善钢的易切削性能，当磷含量在0.1%时就能改善建筑钢的抵抗大气腐蚀能力。磷使屈服点和屈强比显著提高，使塑性和韧性恶化，对焊接有不利影响。普通碳素结构钢中磷的含量国标规定不大于0.045%，对钢的性能没有显著影响。

硫在钢中是有害杂质。硫不溶于铁，而以FeS形式存在，与Fe形成共晶，分布于奥氏体晶界上，其熔点为989℃。高温（1 000～1 200℃）热加工时发生熔化，使钢材变脆，称为“热脆”，需要严格控制硫含量。当硫含量在0.08%～0.20%时可以大幅改善钢的切削性能，发展成为含硫易切削钢。普碳钢国标规定硫含量不大于0.05%。硫与锰结合形成硫化锰，一部分进入渣中，少部分残留钢中，形成夹杂物。硫化锰熔点1 620℃，加热时不容易熔化，但对硫也必须控制在规定范围内，控制硫化物数量以免影响钢的性能。

氮主要是在炼钢过程中从周围气氛中吸入钢液中。其残存的含量与钢的冶炼方法有关。氮可以固溶在铁素体中，氮和碳一样以间隙形式固溶，一起使低碳钢出现屈服点。氮在铁素体中的溶解度与温度有直接的关系，在590℃时溶解度（质量分数）最大，可达0.115%。到室温时溶解度仅为10^{-5}%～10^{-4}%。在快冷条件下，即使是普碳钢，氮在铁素体中也可以过饱和溶解。在以后的使用中钢件被加热到200～250℃，就会发生时效反应，在铁素体中析出氮化物，使钢的强度升高，塑性和韧性明显降低，形成所谓的“蓝脆”。此外，当钢中氮含量高时，会导致宏观组织疏松，甚至出现大量气泡。

氢主要在钢的冶炼过程中从潮湿的空气中吸收或从含水



的炉料中带进钢液中。此外，钢材在含氢的还原性保护气氛中加热，或者钢板酸洗或在酸性液中电镀时，甚至在氢气氛中长期使用，氢都可能吸收并扩散到钢的内部。正常条件下普碳钢的氢含量（质量分数）约为 $2\times10^{-4}\%\sim4\times10^{-4}\%$。氢为间隙固溶在铁素体中，溶解度很小。因此，正常含量条件下氢对普碳钢组织和性能没有影响。如果氢含量过量，则可能产生"氢脆"现象，使钢的伸长率和断面收缩率显著降低，并造成断裂。氢对焊接性能的坏影响是"氢脆"作用的结果。

氧元素是冶炼过程中不可避免的夹杂元素。大部分以氧化物的形式存在。固溶态的氧非常少，500℃条件下，铁素体中的溶解度（质量分数）仅为 0.001%。无论固溶态的氧还是氧化物形式的夹杂均对钢材产生十分不利的影响。

铜不是钢中常存元素，是随含铜铁水或废钢进入钢液。室温时铁素体中固溶的铜含量（质量分数）为 0.2%，超过部分以自由态存在钢中。固溶态铜对钢的组织和性能没有影响。铜含量超过 0.6%时会使钢出现热敏感性。铜含量大于 0.75%时，经时效处理可产生沉淀硬化。铜可以提高钢的抗大气腐蚀性能。铜还可以改善钢水的流动性。不利的方面是含铜钢在热轧时会出现表面鱼鳞状开裂。

3　钢的成形与加工

大部分钢材加工都是通过压力加工，使被加工的钢（坯、锭等）产生塑性变形。根据钢材加工温度不同可以分为冷加工和热加工两种。钢材的主要有如下加工方法。

轧制：是将金属坯料通过一对旋转轧辊的间隙（各种形状），因受轧辊的压缩使材料截面减小，长度增加的压力加工方法，这是生产钢材最常用的生产方式，主要用来生产型材、板材、管材。分为冷轧和热轧两种加工方式。

锻造：它是利用锻锤的往复冲击力或压力机的压力使坯料改变成我们所需的形状和尺寸的一种压力加工方法。一般分为自由锻和模锻，常用于生产大型材、开坯等截面尺寸较大的材料。

拉拔：是将已经轧制的金属坯料（型、管、制品等）通过模孔拉拔成截面减小、长度增加的加工方法，大多用于冷加工。

挤压：是将金属放在密闭的挤压筒内，一端施加压力，使金属从规定的模孔中挤出而得到相同形状和尺寸的成品的加工方法，多用于生产高精度钢管、棒等产品。

3.1　钢的热加工

普通碳素结构钢适合于上述热加工方法。碳素结构钢热轧温度在 1 100℃左右，终轧温度无需控制，轧后空冷。当前轧钢生产是连铸方坯或扁坯经多道次连续轧制或单道次往复轧制最终成材。轧钢可以大幅度提高钢材性能提高质量。

碳素钢是最普通的锻造材料之一，可用于热锻、温锻和冷锻。碳素钢的锻造温度的选择主要根据碳含量、最佳塑性温度范围以及锻造比。碳含量对锻造上限温度有重要影响。锻造温度随碳含量的增加而降低。锻造开始温度为 1 250℃左右，终锻温度 800℃以上，锻后冷却方式可以根据尺寸大小采取空冷、堆冷、坑冷和灰冷等方式。碳钢的温锻温度范围是 540～870℃，由于锻造条件恶劣需要加入油和石墨润滑。更低温度锻造（低于 400℃）可使用二硫化钼润滑。

通常利用可锻性判断钢材的锻造性能，其测量方法为：落锤试验、热扭转试验、楔锻（轧）试验、测压试验、高温拉伸和冲击试验等。可锻性随应变速率的增加而增加。对于低碳钢试验表明：随应变速率增加锻造压力增加，尤其在较高温度条件下锻造这一影响更为显著。

通常，锻钢件可以经过以下 4 种方式处理：锻后不经过任何热处理过程、为提高机加工性能而进行热处理、为获得最终性能进行热处理、加强尺寸稳定性进行热处理。低碳钢锻件（碳含量为 0.1%～0.25%）大量在锻态使用。低碳钢锻件加工性能良好，而且热处理对其强度的效果不明显。一般与正火处理相比，锻态零件的强度和加工性能稍好，其原因可能是晶粒相对较粗。

3.2　钢的冷加工

Q215 和 Q235 适用于冷轧螺纹钢筋和冷弯型钢，冷轧带材的采用牌号为 Q215、Q235、Q255、Q275。冷轧材料可以大幅提高强度，但其塑性也相应大幅降低。

冷镦和冷挤压是室温状态下进行镦粗或挤压，是冷加工的常用方法，普通碳素结构钢是较普遍的备选材料，最适合冷镦和冷挤压钢种。碳含量低于 0.2%的钢材最适合于冷镦。碳含量在 0.40%～0.45%的中碳钢也容易冷成形，但成形性随碳锰含量的增加而降低。

冷镦采用能够顺利镦粗时的毛坯长度与直径比来评定。有时用最大镦粗直径与毛坯直径比表示镦头极限。平冲头冷镦机可以镦粗直径 2 倍的低碳钢线材。

低碳钢、中碳钢和碳素钢等是最常见的冷挤压材料。一般通过挤压比衡量钢材的挤压变形性能。挤压比为原始截面积与成品面积的比值。

4　钢的热处理与表面处理

机械结构用钢按其工艺及用途可分为：调质钢（淬火＋高温回火），低温回火用钢（淬火＋低温回火）。通常淬火的目的是得到硬度较高的马氏体组织，经过回火后的马氏体比铁素体＋珠光体具有较好的综合室温力学性能。

碳素结构钢的热处理可以采取以下方式：消除应力热处理、正火、退火、淬火、回火等。

1）消除应力热处理　用来消除机械加工过程中残留在组织当中的应力，是把整体结构或其局部加热到低于相变温度（铁素体钢 A_{c1}）的某一适当温度，保持预定时间，然后适当冷却。普碳钢大致临界温度点 A_{c1} 在 720～730℃之间。残余应力的消除程度是时间和温度的函数，服从 Larson－Miller 关系式：

热效应（原始应力消除量）$=T(\lg t+20)$

式中 T 为绝对温度，t 为时间。

2）正火　是奥氏体化加热保温及随后炉冷、空冷或微风冷却过程。对于碳素结构钢加热温度在 A_{c3} 以上温度。正火可以适用于所有钢种，正火的目的在于根据钢种、产品类型、热加工和机加工的不同而提高或降低硬度。正火可以与其他热处理方法混用。采用正火可以达到改善机加工性、细化晶粒、组织均匀化以及改善残余应力分布。正火可以均匀化、粉碎或消除铸件树枝组织，也可以消除锻件和轧件的带状组织和混晶。碳素结构钢的正火温度范围在 830～915℃之间，主要取决于碳含量，可以在 80℃范围内波动。

3）退火　是指加热保温和在适当温度进行冷却的工艺。其目的主要是用来软化金属材料，或者改变金属材料的性能和显微组织。退火可以改善冷作性能和机加工性能，改善机械和电特性或提高尺寸稳定性。退火温度可以大致分为高温退火和低温退火，退火温度可以选择低于 A_1 温度也可以选择低于或高于 A_3 温度。在 A_1 温度退火称为亚临界退火，在 A_3 温度退火称为临界退火，高于 A_3 点退火为完全退火。冷却方式可以选择炉冷和空冷等。

4）球化退火　其目的使渗碳体球化，可以采用下列方式：①延长在 A_{e1} 温度的保温时间；②在稍高于 A_{c1} 和稍低于 A_{r1} 区间交替加热和冷却；③加热到稍高于 A_{c1} 温度，而后炉

冷或在稍低于 A_{r1} 温度保持；④在碳化物溶解的最低温度控制冷却防止碳化物网状析出，然后按照1或2方式重新加热。通常，属于亚共析钢的碳素结构钢可采用上述第1、第2、第3种方式，过共析钢采用第4种方式。

5）低温退火　也称中间退火，用于冷加工过程中恢复塑性的目的。一般在低于 A_{c1} 温度保温然后进行空冷。

6）淬火　淬火前需要奥氏体化，碳素钢的奥氏体化温度根据碳含量的不同可在800～900℃之间选择。奥氏体化加热速度相对不重要，但是变截面零件应采用缓慢加热方式。冷却采用不同的冷却介质达到快速冷却的目的。通常的冷却介质可选用水、油、聚合物或盐溶液等。淬火效果与冷却介质和钢材淬透性能有关。

7）回火　是将预先淬硬或正火的钢加热到相变温度，并以适当温度进行冷却，以达到提高其塑性和韧性的目的。钢在淬硬后重新加热回火，获得特定的力学性能，消除淬火应力和保证尺寸。钢材性能与回火温度和时间有直接关系，通常通过测量硬度来衡量回火的敏感性，硬度对回火温度和时间都十分敏感。冷却速度同样对钢材性能产生影响，虽然冷速对拉伸性能无影响，但在375～575℃之间缓冷钢材韧性会降低。

实验表明：①具有回火马氏体组织的碳素结构钢具有良好的室温综合力学性能；②碳素结构淬火形成马氏体的能力较低，较大尺寸的零件，淬火时得不到所需厚度的马氏体层，因此应用受到限制。碳素结构钢的淬透性较低，热稳定性较差，所以一般不用于截面较大而强度要求较高的零部件，也不易在温度较高的条件下使用。

5　常用钢号化学成分、性能特点及用途

GB/T 700 中规定 A、B 级碳素结构钢的钢号为 Q195、Q215、Q235、Q255、Q275。

1）Q195　主要控制化学成分，碳、锰含量低，强度不高，塑性好，韧性高，具有良好的工艺性能和焊接性能。生产品种为薄板、线材、钢丝等。广泛用于轻工机械、运输车辆、建筑等一般结构件，自行车、农机配件、五金制品，焊管坯及运输水、煤气等用管，烟筒、屋面板、拉杆、支架及机械用一般结构零件。可用于代替08优质碳素结构钢制造冲压件、焊接结构件。

2）Q215　碳、锰含量较低，主要控制化学成分，塑性好，具有良好的韧性、焊接性能和工艺性能。用于厂房、桥梁等大型结构构件，建筑桁架、铁塔、井架及车船制造结构件，轻工、农业、机械零件，五金工具，金属制品等。

3）Q235　碳含量适中，是最通用的工程结构钢之一，具有一定的强度，塑性和焊接性能良好。适用于受力不大，而韧性要求很高的工程结构。生产品种为棒材、型钢、钢板、钢带、线材、焊管、钢丝等。用于建造厂房、高压输电铁塔、桥梁、车辆等。

上述牌号可用于受力不大，不需热处理的一般机械结构和零件。

4）Q255　具有较好的强度、塑性和韧性，较好的焊接性能和冷热压力加工性能。主要用于强度要求不高的零件，又例如铆接、栓接工程结构，又例如螺栓、键、拉杆、轴、摇杆等。

5）Q275　碳和硅、锰含量高，具有较高强度，较好塑性，较高的硬度及耐磨性，一定的焊接性能和较好的切削加工性能，韧性较低。对于一般承受中等应力的机械结构，可用于代替牌号30、35优质碳素结构钢，以降低成本。主要产品为棒材、型材、钢板、钢带。可用于制造心轴、齿轮、销轴、链轮、螺栓、垫圈、刹车杆，鱼尾板、垫板，农业机械用型材、机架、耙齿、播种机开沟器架等。

5.1　化学成分（表5.2-2）

表5.2-2　碳素结构钢的化学成分（摘自 GB/T 700—1988）

牌号	等级	化学成分（质量分数）/%					脱氧方法
		C	Mn	Si	S	P	
				≤			
Q195	—	0.06～0.12	0.25～0.50	0.30	0.050	0.045	F、b、Z
Q215	A	0.09～0.15	0.25～0.55	0.30	0.050	0.045	F、b、Z
	B				0.045		
Q235	A	0.14～0.22	0.30～0.65	0.30	0.050	0.045	F、b、Z
	B	0.12～0.20	0.30～0.70		0.045		
	C	≤0.18	0.35～0.80		0.040	0.040	Z
	D	≤0.17			0.035	0.035	TZ
Q255	A	0.18～0.28	0.40～0.70	0.30	0.050	0.045	F、b、Z
	B				0.045		
Q275	—	0.28～0.38	0.50～0.80	0.35	0.050	0.045	b、Z

注：Q235A、B级沸腾钢锰含量上限为0.60%。

5.2　力学性能

冲击韧性、疲劳、断裂韧性、高温力学性能、硬度（见GB/T 1172—1991）。表5.2-3为碳素结构钢的力学性能（GB/T 700—1988）。

5.3　物理性能（表5.2-4～表5.2-6）

5.4　工艺性能

碳素结构钢的性能基本决定于碳含量。当钢的组织相同时，其强度随碳含量的增加而增加，其塑性和韧性随碳含量的增加而降低。

碳素结构钢的热加工性能良好。热轧和锻后应根据钢的碳含量和钢材截面积大小，以及气候等影响因素确定冷却方



表 5.2-3　碳素结构钢的力学性能（摘自 GB/T 700—1988）

牌号	等级	拉伸试验												
		屈服点 σ_s/MPa						抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%					
		钢板厚度（直径）/mm							钢材厚度（直径）/mm					
		≤16	>16~40	>40~60	>60~100	>100~150	>150		≤16	>16~40	40~60	>60~100	>100~150	>150
		不小于							不小于					
Q195	—	(195)	(185)	—	—	—	—	315~430	33	32	—	—	—	—
Q215	A B	215	205	195	185	175	165	335~450	31	30	29	28	27	26
Q235	A B C D	235	225	215	205	195	185	375~500	26	25	24	23	22	21
Q255	A B	255	245	235	225	215	205	410~550	24	23	22	21	20	19
Q275	—	275	265	255	245	235	225	490~630	20	19	18	17	16	15

注：1. 牌号 Q195 的屈服点仅供参考，不作为交货条件。
2. 用沸腾钢轧制各牌号的 B 级钢材，其厚度（直径）一般不大于 25 mm。

表 5.2-4　Q195 钢物理性能

密度：7.89 g/cm³

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	212	209	202	196	191	179	—	—
切变模量 G/GPa	82.4	81.2	79.4	76.5	72.6	66.7	—	—
泊松比 μ	0.286	0.283	0.272	0.282	0.318	0.346	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	72.0	68.0	60.0	53.0	48.0	45.0	—	—
热扩散率 α/10^{-6}m^2·s^{-1}	17.3	15.6	12.9	10.8	9.16	7.76	—	—
比热容 c/J·kg^{-1}	—	481	481	502	540	553	—	—
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	8.80	12.4	13.0	13.6	14.0	14.7	14.8

表 5.2-5　Q235A 钢物理性能

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	212	209	201	193	184	175	—	—
切变模量 G/GPa	82.3	80.9	77.7	75.0	71.9	67.7	—	—
泊松比 μ	0.288	0.291	0.291	0.288	0.283	0.289	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	—	—	61.1	55.3	48.6	42.7	38.1	34.2
热扩散率 α/10^{-6}m^2·s^{-1}	12.4	11.6	10.4	9.15	7.81	6.49	—	—
比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	—	—	745	770	783	833	—	—
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	12.0	12.6	13.3	13.9	14.2	14.6	14.8

密度/g·cm^{-3}	7.86	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 468		724	856	812	640



表 5.2-6 Q235B 钢物理性能

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	210	206	199	194	185	175	—	—
切变模量 G/GPa	82.40	80.40	78.40	76.50	71.60	67.70	—	—
泊松比 μ	0.274	0.280	0.269	0.269	0.295	0.290	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	56.0	49.0	45.0	41.0	37.0	37.0	—	—
热扩散率 $a/10^{-6}m^2 \cdot s^{-1}$	14.3	13.1	11.1	9.47	7.73	6.45	—	—
线胀系数（与20℃之间）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	—	8.0	11.3	12.9	13.6	14.0	14.4	14.6

密度/g·cm^{-3}	临界点/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
7.83		723	855	795	706

式。低碳素结构钢的焊接和冷冲性能良好。但是沸腾钢由于时效作用，一般不宜用于焊接结构和冷冲压零部件。

生产和使用最广泛的是 Q215 钢、Q235 钢、Q255 钢。其中 Q235 钢既有一定强度，又有一定韧性和塑性。除沸腾钢外，都具有良好的焊接性。Q195 和 Q215 结构钢的冷弯试验见表 5.2-7。

表 5.2-7 结构钢的冷弯实验（摘自 GB/T 700—1988）

牌号	试样方向	冷弯试验 $B=2a$ 180° 钢材厚度（直径）/mm 60	>60~100	>100~200	牌号	试样方向	冷弯试验 $B=2a$ 180° 钢材厚度（直径）/mm 60	>60~100	>100~200
		弯心直径 d					弯心直径 d		
Q195	纵	0	—	—	Q235	纵	a	$2a$	$2.5a$
	横	$0.5a$				横	$1.5a$	$2.5a$	$3a$
Q215	纵	$0.5a$	$1.5a$	$2a$	Q255		$2a$	$3a$	$3.5a$
	横	A	2a	$2.5a$	Q275		$3a$	4a	$4.5a$

注：1. B 为试样宽度，a 为钢材厚度（直径）。
2. 各牌号 A 级钢的冷弯试验，在需方有要求时才进行。当冷弯试验合格时，抗拉强度上限可不作为交货条件。

表 5.2-8 为 GB/T 700—1988 规定一般用途普通碳素钢力学性能技术条件。

表 5.2-8 GB/T 700—1988 规定一般用途普通碳素钢技术条件

钢号	技 术 条 件
Q195	不分等级，其化学成分和力学性能（σ_s，σ_b，δ 和冷弯）均须保证
	对轧制薄板和盘条等产品，其力学性能的保证条件，可根据产品特点和使用要求，在有关标准中另行规定
Q215	分 A、B 等级，规定的化学成分和力学性能均须保证
	Q215A 不做冲击试验
	Q215B 须做室温冲击试验，用 V 形缺口试样
Q235	分 A、B、C、D 等级，规定的化学成分和力学性能均须保证
	Q235A 不作冲击试验
	Q235B 须做室温冲击试验，用 V 形缺口试样
	Q235C、Q235D 用于重要焊接结构，前者于 0℃ 做冲击试验，后者于 -20℃ 做冲击试验，试样同上

续表 5.2-8

钢号	技 术 条 件
Q255	分 A、B 等级，规定的化学成分和力学性能均须保证
	Q255A 不做冲击试验
	Q255B 须作室温冲击试验，用 V 形缺口试样
Q275	不分等级，规定的化学成分和力学性能均须保证

6 钢号的选择原则、注意事项及选用举例

6.1 钢号的选择原则

钢号的选择原则是在满足性能要求的条件下，最大限度的发挥材料的潜力，做到物尽其用，在注重材料强度水平的前提下，需要兼顾材料的消耗和降低加工成本。通常从材料的使用性能、工艺性能、经济费用等方面考虑。

6.2 选用时注意事项

1）对材料使用性能要求　对使用性能要求的确定需要注意以下几个方面：分析材料的工作条件确定材料的使用性能、进行钢材在具体应用中的失效分析，为确定钢材的使用性能提供可靠依据，在工作条件和失效分析的基础上确定主要性能指标作为选材的主要依据。在此基础上查阅相关手册选择几种满足要求的材料。



2）材料的工艺性能应满足加工要求　所选材料应具有好的工艺性能，以利于方便、经济地得到合格产品。材料的工艺性能包括铸造性能、锻造性能、焊接性能、热处理性能、切削加工性能等。对于冷拔材料需要考虑钢材的塑性和形变强化对材料性能的影响。特定条件下，工艺性能可能起到决定性作用。

3）材料的经济性能选择　在保证材料性能要求和加工质量的前提下考虑经济性。其中包括材料本身的价格；附加费用，例如加工费保管费等。对于整体工程，在兼顾具体材料降低成本的同时，需要考虑整体的经济成本，应尽量减少选材的品种、规格、简化供应、保管等。

当前更加注重高性能材料的选择，虽然价格较贵，但可延长使用寿命，降低维修费用，反而是经济的。

6.3　选用举例

对于普通碳素结构钢，由于是大众化材料，大多数情况下可以根据实际经验进行选择。但一些较关键部件也可以进行详细的论证选材。

对于零件选材的具体步骤如下：

1）确定技术条件　根据零件的服役条件，形状尺寸和应力状态进行选择。

2）确定失效抗力指标　分析研究确定零件在实际使用中的失效抗力指标，作为选材依据。

3）确定力学性能指标　计算分析零件各项力学性能指标选择适当材料，对比分析所选材料的失效抗力指标和工艺性能指标，进行优化选择。

4）审核所选材料的生产经济性。

5）试验投产。

7　Q235A 冲击吸收功及 FATT（表 5.2-9）

表 5.2-9　Q235A 冲击韧度及 FATT

温度/℃	30	20	10	0	-10	-20	-30	-40	-50	-60	FATT/℃
a_{KU}/J·cm^{-2}	81	—	68	52	46	39	32	26	12	11	11
A_{KV}/J	49	38	30	24	12	9	5	5	—	—	
a_{KU}/J·cm^{-2}		119		89		70		62		5	
A_{KV}/J		38		21		8		4		4	

编写：杨忠民（钢铁研究总院）



第3章 优质非合金结构钢

1 概述

优质碳素结构钢是碳素钢中硫、磷含量比较低，钢质洁净度比较高的钢类。钢号系列为08~85，包括碳含量（质量分数）为0.05%~0.9%的低碳钢、中碳钢和高碳钢，比一般碳素结构钢的钢号和碳含量范围大得多，08F~15F、08~65、15Mn~60Mn为规定非合金钢。优质碳素钢中只含有铁、碳、硅、锰、硫、磷，不含有其他元素。其性能主要取决于钢中的碳含量和钢的组织结构。这类钢要求保证化学成分外还要求保证力学性能，并且根据要求规定低倍组织。优质碳素结构钢是一种数量大、品种多、用途广的钢类，是机械工业的主要材料。

优质碳素结构钢属优质钢，不仅要保证化学成分也要保证力学性能。同时要求杂质（S、P）含量较低，其牌号用两位数字表示，代表钢中碳的名义万分含量，少数沸腾钢数字后加“F”，其中锰含量（质量分数）不超过0.8%的为较低锰含量钢，0.8%~1.2%Mn为较高锰含量钢，并在数字后面加“Mn”。

优质碳素结构钢的用途根据化学成分和性能不同而异。低碳碳结钢（碳含量<0.25%），因塑性、韧性及焊接性能优良，主要用于轧制薄板、钢带、型钢及拉丝等。08F多用于制造各种冲压件，例如搪瓷制品、汽车外壳零件等。15、20、20Mn是常用的渗碳钢，可用于制造对心部强度要求不高的渗碳零件，例如机械、汽车、拖拉机齿轮、凸轮、活塞销等。中碳碳结钢（碳含量为0.25%~0.60%）与低碳碳结构钢相比，强度较高而塑性、韧性稍低，多轧制型钢，用于制造轴类零件，经调质处理后使用，因此也称高质钢。45钢是应用十分广泛的中碳碳结构钢。高碳碳结钢（碳含量>0.60%）具有较高的强度、硬度、弹性和耐磨性，多生产型钢，主要用于制造机具的易磨损零碎件和弹簧等，例如农机的犁铧、耙片、轧机轧辊及减震弹簧、座垫弹簧等。65Mn、70Mn、70、75、80、85钢也属于特殊质量非合金钢（弹簧钢）。

优质碳素结构钢在订货时应在合同中注明使用加工方法，一般加工方法有两种：压力加工用钢（热压力加工、顶锻及冷拔坯料）和切削加工用钢。

冷镦钢主要用于制造螺钉、铆钉、销钉的优质碳结钢（部分合结钢）。对冷镦钢要求钢中含S、P、Si等杂质少，保证顶锻性能及热处理后的力学性能，冷镦钢牌号用“ML”后加碳素结构钢（或合金结构钢）钢号。

易切削结构钢是利用钢中某些元素的作用改善钢的切削加工性能，以适于在自动机床上进行高速切削的钢种。常用改善切削加工性的元素有S、Pb、Ca等，其中以S最常用，S在钢中形成MnS夹杂，MnS很脆，并有一定润滑作用因而切屑易于碎断，工件表面光洁度高，减少刀具磨损，提高切削速度。易切削结构钢虽然钢中含S、P较多，但在这类钢中是作为有益元素加入或保存下来，因此，属于优质钢。易切削结构钢用作生产标准件，例如小型螺丝、螺母、油泵、手表、计算机、打字机零件、机床光杠、丝杠等。易切削结构钢牌号用“Y”加钢号表示，除Y40Mn属于优质低合金钢外，其余都是优质碳结钢。

除优质碳素结构钢、冷镦钢、易切削结构钢外，其他优质非合金钢还很多，这大多生产某种专用产品，有些钢牌号和优质碳素结构钢相同，例如专门生产油桶板的08、10、08Al，供镀锡、锌、铅的原板。但大部分专门为某种行业使用钢，牌号与优质碳素结构钢不同，例如：锅炉和压力容器用钢，造船用钢、铁道用钢、桥梁用钢、汽车用钢、锚链用钢、自行车用钢、输油及输气管用钢、工程结构用铸造碳素钢，预应力及混凝土钢筋用优质非合金钢、焊条用钢、花纹钢板、非合金调质钢、非合金表面硬化钢、非合金弹簧钢、盘条钢、非合金电工钢板、带等都用汉语拼音字母加在钢号中。这些钢在订货或使用中要认真查找有关标准和资料。

特殊质量非合金钢是指在生产过程中需要特别严格控制质量和性能（例如控制淬透性和洁净度）的非合金钢。

碳素工具钢的碳含量高（0.65%~1.35%）属高碳钢，具有高硬度，高耐磨性、良好的锻造性能和切削加工性，价格便宜，唯一不足的是淬透性低。其牌号由“碳”的汉语拼音字头（T）加数字组成，数字表示碳的名义千分含量，高级优质碳素工具钢在数字后面加字母A。

其他特殊质量非合金钢大多也都是为某种专用产品需要，钢材要经过特殊处理的非合金钢，如为保证军工需要的航空用钢、兵器用钢、核压力容器用非合金钢；保证某种热处理需要的、保证淬透性钢、非合金调质钢、非合金表面硬化钢、火焰及感应淬火硬化钢；专用原料的焊条用钢、碳素弹簧钢、特殊盘条钢、冷顶锻和冷挤压钢、特殊易切削钢、碳素中空钢；具有规定导电性能的非合金电工钢；具有规定磁性能的非合金软磁材料、原料纯铁等。

1.1 分类及特性

按GB/T 13304—1991规定，优质非合金结构钢主要包括以下13类。

1）机械结构用优质碳素钢　在GB/T 699中规定08F~15F、08~65、15Mn~60Mn各牌号。优质碳素钢可制成条钢、钢板、钢带、钢管、钢丝等各类产品，在机械结构中大量使用，为优质非合金钢中用途最广、用量最大一类。

2）工程结构用钢　在GB/T 700中规定C、D级质量钢。

其他为专业用钢，包括：

3）冲压薄板用低碳结构钢　如GB/T 5213中规定的08Al薄钢板和钢带，GB/T 3276中规定的08、10薄钢板。

4）镀层板、带用碳素钢　如GB/T 2518中规定的连续热镀锌低碳钢薄板、带，GB/T 2520中规定的电镀锡低碳钢薄板、带，YB/T 5088中规定同轴电缆用电镀锡低碳钢钢带，YB/T 5130中规定的08Al、08AlA热镀铝合金冷轧碳素钢薄板，YB/T 5131中规定的单张热镀锌低碳钢薄板。

5）锅炉和压力容器用碳素钢　如GB 713中规定的20 g碳素钢钢板，GB 3087中规定的低中压力锅炉用10、20钢无缝钢管，GB 5310中规定的高压锅炉用20G碳素钢钢板，GB 6654中规定的压力容器用20R碳素钢厚钢板。

6）造船用碳素钢　如GB 712中规定的船体用A、B、D、E、AH32、DH32、EH32级结构钢板，GB 5312中规定的船舶C10、C20碳素钢无缝钢管，GB 9945中规定的造船用A、B级球扁钢。

7）铁道用优质碳素钢　如GB/T 2585中规定的重轨U71、U74碳素钢，GB/T 8601中规定的铁路用LG60-B级碳素钢碾钢整体车轮，GB/T 8602中规定的铁路用LG60-B、LG65-B级碳素钢粗制轮箍，YB/T 354中规定的钢轨用高碳钢鱼尾板。

8）焊条用碳素钢　如GB/T 1300中规定的H08、H08A、H08Mn、H08MnA、H15A、H15Mn非合金钢丝，以及GB 3429中规定的H08A碳素焊条钢盘条。



9）冷镦和冷挤压用非合金钢棒、线材　如 GB/T 715 中规定的 BL2、BL3 碳素钢热轧圆钢，GB/T 5953、GB/T 5955、GB6478 中规定的冷镦用 ML10 ~ ML45、ML25Mn ~ ML45Mn 碳素钢棒和钢丝。

10）非合金易切削钢　如 GB/T 8731 中规定的 Y12 ~ Y35、Y12Pb、Y15Pb、Y45Ca 易切削结构钢。

11）电工用非合金钢　如 GB/T 2521 中规定的电工用非合金钢板、钢带。

12）优质铸造碳素钢　如 GB/T 11352 中规定的一般工程用 ZG200 - 400、ZG230 - 450、ZG270 - 500、ZG310 - 570、ZG340 - 640 碳素钢铸件，GB/T 7659 中规定的焊接结构用 ZG200 - 400H、ZG230 - 450H、ZG275 - 485H 碳素钢铸件。

13）其他优质非合金钢　如桥梁、汽车、锚链、自行车、输油和输气管专用非合金钢等。

1.2　在国民经济中的作用

优质碳素结构钢是我国优质钢中的基础钢类，钢号系列齐全，钢材品种、规格繁多，已形成了优质和特殊优质碳素结构钢两大类。优质碳素结构钢应用面广，加工性能好，实用性能强，是国民经济中各部门必不可少的基础材料。

在机械工业中，优质碳素结构钢是主要材料之一。各种机器和生产设备、交通运输车辆、船舶、工具、农业机械等从最小的垫圈、螺栓、螺帽到机械的轴、拉杆、齿轮等零部件，以及机械机座、壳体、容器、管路等构件均可以采用优质碳素结构钢材生产制造。优质碳素结构钢对国民经济各部门和军工产品发挥着重要作用。

优质碳素结构钢和特殊碳素结构钢是特殊钢材中用量最大的一种材料。

1.3　国内外现状

在国外，特殊钢的比例不断提高，世界特殊钢的产量一般占总钢产量的 10% 左右，2000 年世界特殊钢产量接近 9 000 万吨。发达国家特殊钢的产量一般占总钢产量的 15% ~ 20%。世界特殊钢生产主要集中于日本、美国、德国、法国、英国、意大利、韩国、瑞典和中国，2000 年这些国家的特殊钢产量为 6 300 万吨，占世界特殊钢产量的 70%。其中瑞典的特钢比高达约 50%（2000 年特殊钢产量约 260 万吨），德国、日本约为 20%（2000 年特殊钢产量分别约为1 000 万吨和 1 800 万吨），美国约为 10%（2000 年特殊钢产量约为1 000 万吨）。世界特殊钢年产量超过 30 万吨的企业约 170 家（其中中国 19 家）。

我国特殊钢生产在解放初期几乎是空白，为打破帝国主义的封锁，在前苏联的帮助下，于 20 世纪 50 年代恢复和建设了一批重点特殊钢生产企业；60 ~ 70 年代，出于国防建设的考虑，又自我建设了一批“三线”特殊钢生产企业；由此奠定了我国特殊钢行业的基础。改革开放以后，特别是近十年来，随着我国钢铁工业的迅速发展，特殊钢行业也得到高速发展，原有企业大都进行了全面改造，生产能力成倍提高；同时又新建了一批重点特殊钢生产企业；而地方特钢企业特别是民营特钢企业的发展更是十分迅猛；使得我国迅速发展为世界特殊钢生产大国，目前特殊钢生产量已稳居世界第二。

我国 2001、2002 年特殊钢产量分别为 1 268 万吨和 1 600 万吨，从产量方面看与国民经济的发展基本相适应；特钢比分别为 8.31%、8.81%，与世界平均水平有一定距离，而与发达国家的差距则更大一些。按照统计，我国 2000 年 25 个特钢企业共产钢 1 334.09 万吨，其中优钢 830.82 万吨，占特钢的 62.3%。2000 年我国优质碳素结构钢产量占优钢产量的 40.2%，同期日本为 23%。可以看出优质碳素钢的产量比例相对较大。

优质碳素结构钢中用量最大的是低碳钢和中碳钢。除变形材外，在机械制造中还有相当数量的铸件。20 世纪 80 年代以来，我国优质碳素结构钢品种发展较快，特别是专用的特殊优质碳素结构钢迅速增加。优质碳素结构钢也一样，产品的产量和质量水平明显提高，各种高强焊接结构钢，工程机械、压力容器用钢，桥梁用钢，汽车用钢，耐候钢，高压锅炉用钢，舰船用钢，线材和钢丝用钢，搪瓷用钢等都能大批量生产，品种、规格已形成系列。今后我国优质碳素结构钢的用量将不断增加。

在我国绝大多数企业均可以生产优质碳素结构钢。其生产流程为冶炼（转炉、电炉）、连铸、轧制（锻造），加工成材。目前产品质量、成材率与发达国家还有较大距离。

1.4　发展趋势和展望

根据目前国际上对特殊钢的普遍分类方法，一般将特殊钢分类为：碳素结构钢、合金结构钢、工具钢、高速工具钢、弹簧钢、轴承钢、不锈钢、耐热钢、耐磨钢、易切削钢、电工钢、低合金钢、高温合金、精密合金等，根据不同钢类对钢材性能和质量要求的差别，特别是我国目前的生产现状和发展空间，对不同钢类未来发展趋势的分析将有所差别。表 5.3-1 给出我国 2000 年特殊钢钢类生产情况与日本的对比。

表 5.3-1　我国与日本特殊钢钢类结构对比表

（占优钢比例）

钢类		碳结钢	工具钢	合结钢	弹簧钢	不锈钢	轴承钢	易切钢
比例/%	中国	40.2	2.3	31.3	3.4	5.3	10.4	
	日本	23	2	16	2	19	5	7

由表 5.3-1 可看出，我国特殊钢生产中碳素结构钢和合金结构钢的比例明显高于日本，这表明我国在这些低附加值钢类方面产量的发展空间不大，提高钢材生产质量将是今后的主要发展方向；我国轴承钢和弹簧钢等专门用途钢类的比例也明显高于日本，故必须使其生产质量和技术性能明显提高达到世界先进水平从而具备大规模出口的基本条件，否则在产量方面的发展空间亦将受到限制；而我国不锈钢、易切钢及表中未列出的电工钢、高温合金、精密合金等钢类的比例明显低于日本，表明在这些具有较高附加值的钢类方面我国具有十分广阔的发展空间，应该引起特别的重视。

我国冶金企业的生产工艺、装备、技术飞速发展，大批企业已经具有国际一流的生产设备和工艺技术。产量和质量不断提高，品种不断扩大。已经具有相当大的竞争力，逐步向钢铁强国迈进。国内外在品种、质量及工艺发展趋势方面具有以下的特点。

1）生产专业化　为保持市场竞争力，降低成本，企业间已逐步开始分工协作，向专业化生产发展。同时企业（集团）内部也开始明确在品种、规格上进行分工。

2）改进原有生产品种，不断开发新品种　企业对科研投资比重不断加大，品种、规格逐步多样化、系列化，注重高附加值产品的开发。质量不断提高、成本不断下降。

3）加速实现生产设备和工艺的现代化　新设备和新工艺从研发到投入使用的周期缩短，设备更新换代加速。企业较以往更加注重设备的现代化。

4）不断提高综合成材率和降低成本　其主要途径是发展连铸技术、改进工艺、增加坯料单重、热装热送、控轧控冷、低温轧制和在线热处理等技术。

5）产品的深加工　冶金企业不仅是提供制造厂家的原材料，而且直接提供最终用户产品已成为当前的发展趋势。

2 合金元素在钢中的作用

2.1 钢中的相

优质碳素结构钢的相组织为铁素体－铁光体。根据铁－碳相图，碳素结构钢的组织随碳含量的不同而改变。碳含量为0.8%，热轧或正火后显微组织全部为珠光体。碳含量 w_C 超过0.8%的钢组织应当为二次渗碳体和珠光体。碳含量 w_C 小于0.8%的钢为先共析铁素体和珠光体组织。

2.2 合金元素对钢组织性能的影响

有关合金元素的作用可参照本篇第1章。对于铁素体－珠光体钢，合金元素的作用是：①溶入铁素体中起固溶强化作用；②细化铁素体晶粒；③铁素体晶内碳氮化物析出强化；改变铁素体和珠光体组织的相对含量。

1）固溶强化　对于低碳结构钢起固溶强化的元素是锰和硅。但是锰、硅元素在增加强度的同时对塑性、韧性、可焊性、冷弯性有不利影响。

2）细晶强化　Hall－Petch 关系给出了工业纯铁和低碳钢的屈服强度与晶粒尺寸的关系：

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

式中，σ_s 为屈服强度；σ_0 为晶体点阵对位错运动的内阻力；K 为材料特征常数；d 为晶粒直径大小。

3）弥散析出强化　碳素钢中如果不加入强碳化物合金元素可以不计析出强化的作用。

对于上述强化因素的回归方程式有许多，其中之一是由 Baird 和 Preston 提出的低碳钢回归方程：

$$\sigma_{ly} = A + 32w\text{（Mn）} + 83w\text{（Si）} + 22d^{-1/2} + \Delta Y$$

$$\sigma_b = B + 26w\text{（Mn）} + 83w\text{（Si）} + 15.7d^{-1/2} + 2.8P + \Delta U$$

式中，σ_{ly} 为下屈服点；σ_b 为抗拉强度；ΔY 和 ΔU 分别是弥散强化的增值；P 为珠光体含量。

对于高碳铁素体－珠光体和全珠光体钢，Gladman 等提出的回归方程式为：

$$\sigma_s = f_\alpha^{1/3}\left[35 + 58w(\%\text{Mn}) + 17.4d^{-1/2}\right] + (1 - f_\alpha^{1/3})\left[178 + 3.8S^{-1/2}\right] + 63w\text{（Si）} + 425w(\text{N}_{自由})^{1/2}$$

式中，f_α 为铁素体质量分数；d 为铁素体晶粒尺寸；S 为珠光体片层间距。

合金元素对可焊性的影响，通常采用碳当量的概念评价。把合金元素对热影响区的作用折算成碳的作用，与碳含量一起判断焊接性的好坏。实验证明：当碳当量大于0.4%～0.5%时，钢就不具有良好的焊接性。对于碳当量的计算有各种各样公式，其中国际焊接协会确认的公式为：

$$C_{eq} = w_C + w_{Mn}/6 + (w_{Cr} + w_V + w_{Mo})/5 + (w_{Cu} + w_{Ni})/15$$

3 钢的成形与加工

参阅具体钢号。

4 钢的热处理与表面处理

参阅具体钢号。

5 常用钢号化学成分、性能特点及用途

5.1 化学成分

钢号及化学成分见表5.3-2。08F～15F、08～65、15Mn～60Mn为规定非合金钢。

表5.3-2 优质碳素结构钢钢号及其化学成分（质量分数） %

牌号		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
普通锰含量钢	08F	0.05～0.11	≤0.03	0.25～0.50	≤0.035	≤0.035	≤0.15	≤0.25
	08	0.05～0.12	0.17～0.37	0.35～0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.10	≤0.25
	10F	0.07～0.14	≤0.07	0.25～0.50	≤0.035	≤0.035	≤0.15	≤0.25
	10	0.07～0.14	0.17～0.37	0.35～0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.15	≤0.25
	15F	0.12～0.19	≤0.07	0.25～0.50	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	15	0.12～0.19	0.17～0.37	0.35～0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	20	0.17～0.24	0.17～0.37	0.35～0.65	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	25	0.22～0.30	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	30	0.27～0.35	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	35	0.32～0.40	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	40	0.37～0.45	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	45	0.42～0.50	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	50	0.47～0.55	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	55	0.52～0.60	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	60	0.57～0.65	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	65	0.62～0.70	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	70	0.67～0.75	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	75	0.72～0.80	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	80	0.77～0.85	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	85	0.82～0.90	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
较高锰含量钢	15Mn	0.12～0.19	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	20Mn	0.17～0.24	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	25Mn	0.22～0.30	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	30Mn	0.27～0.35	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	35Mn	0.32～0.40	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	40Mn	0.37～0.45	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	45Mn	0.42～0.50	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	50Mn	0.48～0.56	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	60Mn	0.57～0.65	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25



续表 5.3-2

牌　号		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
较高锰含量钢	65Mn	0.62～0.70	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25
	70	0.67～0.75	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.035	≤0.035	≤0.25	≤0.25

5.2　力学性能

优质碳素结构钢力学性能见表 5.3-3。

表 5.3-3　优质碳素结构钢力学性能

（摘自 GB/T 699—1999）

牌号		试样尺寸/mm	热处理	σ_s /MPa ≥	σ_b /MPa ≥	δ_5 /% ≥	ψ /% ≥	A_K /J ≥	HBS 未热处理≤	HBS 退火钢≤
普通锰含量钢	08F	25	正火	175	295	35	60	—	131	—
	08	25		195	325	33	60	—	131	—
	10F	25		185	315	33	55	—	137	—
	10	25		205	335	31	55	—	137	—
	15F	25		205	355	29	55	—	143	—
	15	25		225	375	27	55	—	143	—
	20	25		245	410	25	55	—	156	—
	25	25		275	450	23	50	71	170	—
	30	25		295	490	21	50	63	179	—
	35	25		315	530	20	45	55	187	—
	40	25		335	570	19	45	47	217	187
	45	25		355	600	16	40	39	241	197
	50	25		375	630	14	40	31	241	207
	55	25		380	645	13	35	—	255	217
	60	25		400	675	12	35	—	255	229
	65	25		410	695	10	30	—	255	229
	70	25		420	715	9	30	—	269	229
	75	试样	调质	880	1 080	7	30	—	285	241
	80			930	1 080	6	30	—	285	241
	85			980	1 130	6	30	—	302	255
较高锰含量钢	15Mn	25	正火	245	410	26	55	—	163	—
	20Mn	25		275	450	24	50	—	197	—
	25Mn	25		295	490	22	50	71	207	—
	30Mn	25		315	540	20	45	63	217	187
	35Mn	25		335	560	19	45	55	229	197
	40Mn	25		355	590	17	45	47	229	207
	45Mn	25		375	620	15	40	39	241	217
	50Mn	25		390	645	13	40	31	255	217
	60Mn	25		410	695	11	35	—	269	229
	65Mn	25		430	735	9	30	—	285	229
	70Mn	25		450	785	8	30	—	285	229

5.3　特性及用途

优质碳素结构钢的特性及应用举例见表 5.3-4。

表 5.3-4　优质碳素结构钢的特性及应用举例

牌号	特征及应用举例
08F 10F	冷变形塑性好，深冲性能高，焊接性能好，强度硬度很低，冷作件常经水韧处理及消除应力处理，以达到消除时效敏感性的目的。用于生产薄板、带钢、冷拉钢丝，适于制作深冲击、深拉伸等零件，例如汽车车身、发动机罩、盖壳件、各种贮存器具、搪瓷设备、垫片，管子等，还可以制作渗碳、碳氮共渗等零件
08	强度和硬度均很低，韧性和塑性均很优良，焊接性能良好，深冲压等变形冷加工性能良好，淬硬性和淬透性都很差，是塑性很好的冷冲压钢。用于生产薄钢板及冷轧钢带，广泛用于制造深冲压、拉延的盖罩件及焊接件，也可制作心部强度不高而表面硬化的渗碳或氰化零件，例如离合器盘、齿轮等

续表 5.3-4

牌号	特征及应用举例
10	塑性和韧性高，焊接性能好，在冷作状态下易于挤压成形和压模成形，强度低，淬透性和淬硬性差，在热处理或冷拉处理后切削性能提高。可以采用弯曲、冷冲、热压、焊接等多种方法，制作各种负荷小、要求高韧性的零件（例如钢管垫片、摩擦片、汽车车身、容器、防护罩、深冲器具、轴承安全架、冷镦螺栓螺母），以及较小负荷的焊接件、渗碳件（例如齿轮、链滚、套筒，链轮）等
15	塑性和韧性高，焊接性和冷冲压性良好，切削性差，但水韧处理或正火后，切削性能提高，强度、淬硬性和淬透性较低，用于制作受载较小且韧性高的零件、渗碳件、紧固件、不需热处理的低负荷零件，焊接性较好的中小结构件，例如螺栓、法兰、小轴、销子，滚子、摩擦片、套筒、起重钩和农用机的链轮、链条、轴套等
15F	性能和 15 钢相似，一般为热轧和冷轧为薄钢板。适于制作各种板金件及冲压件，也用于制作心部强度不高的渗碳和氰化零件，例如挡块、支架、短轴、套筒、离合器盘、齿轮、垫片、垫圈、摇杆、吊钩、衬套、螺栓及农机中的低负荷零件。
20	焊接性能高，经热处理可得到良好的切削加工性，无回火脆性，其强度稍高于 15 钢。适于制作韧性较高、负荷不大的各种零件，例如杠杆、轴套、螺钉、拉杆、吊钩等；也可制作要求表面硬度较高而心部强度较低的渗碳件和氰化零件，例如链滚子、轴和不重要的齿轮、链滚等；还用于制作在压力小于 600 MPa 及温度低于 450℃的非腐蚀性介质中工作的管路零件
25	具有较好的塑性、韧性、冷冲压性、焊接性及切削性，无回火脆性，淬透性及淬硬性不高，具有一定的强度。一般在热轧及正火后使用，用于制作焊接结构件，负荷较小的零件，例如轴、辊子、垫圈、螺栓、螺母、连接器；还用于制作压力小于 600 MPa 及温度低于 450℃的锅炉零件，例如应力不大的螺栓、螺母、螺钉、汽车和拖拉机中的冲压版、横梁、车架、脚踏板等
30	具有一定的强度和硬度，塑性和焊接性较好，一般在正火状态下使用，尺寸不大的钢材经调质后，可得到良好的综合力学性能和较好的切削性能。适于制作受载不大、温度低于 150℃、截面尺寸小的零件，例如化工机械中的螺栓、拉杆、套筒、轴、丝杠；还可制作表面耐磨、心部强度较高的渗碳和氰化零件、焊接构件及冷镦锻零件等
35	具有良好的塑性和切削加工性能，中等强度，焊接性能不佳，一般不用于制作焊接件，适用于冷拉、冷镦、冷冲压等冷作加工。广泛用于制作各种锻件、热压件、冷拉及冷镦钢材、无缝钢管、以及负荷较大但截面尺寸较小的各种零件，例如曲轴、销轴、横梁、连杆、星轮、轮圈、垫圈、钩件、螺栓等



续表 5.3-4

牌号	特征及应用举例
40	具有较高的强度和切削性能良好，焊接性能差，一般在正火、调质或高频表面淬火后使用。适于制作机器中的运动零件、心部强度不高、表面耐磨的淬火零件，负荷较大的调质小尺寸零件，应力不大的大型正火零件，例如传动轴、心轴、曲轴、曲柄销、拉杆、辊子、活塞杆、齿轮、链轮等
45	具有较高的强度，一定的塑性和韧性，切削性能良好，调质后能得到优良的综合力学性能，淬透性差，焊接性不好，冷变形塑性低，是一种应用广泛的较高强度的中碳钢，一般淬火及回火后使用。适于制作较高强度的运动零件，例如空压机、泵活塞蒸汽透平机的叶轮、重型机械的轴、连杆、蜗杆、齿条、销子等；可代替渗碳钢用于制造表面耐磨零件（经高频或表面淬火），例如曲轴、齿轮、机床主轴、活塞销、传动轴等，农机中等负荷的轴、脱粒滚筒、链轮、齿轮及钳工工具等
50	具有高强度的中碳钢，切削性能中等，焊接性能差，冷变形时塑性低，淬透性较差，一般于淬火后使用。适于制作耐磨性高、动负荷及冲击作用不大的零件，例如锻造齿轮、拉杆、轧辊、摩擦盘、不重要的弹簧、发动机曲轴、机床主轴、农机中的掘土犁铧、翻土板、铲子、轴及重载心轴等
55	高强度中碳钢，弹性性能较高，塑性及韧性低，热处理后可得到高强度、高硬度、中等切削性能，焊接性能差，冷变形性能低，一般在正火或淬火后使用。适于制作高强度耐磨零件、弹性零件及铸钢件，例如齿轮、连杆、轮圈、轮缘、扁弹簧、轧辊等
60	具有很高的强度和弹性，冷变形塑性低，切削性能不好，淬透性低，焊接性能差，淬火时有产生淬火裂纹的倾向，因此，小工件才采用淬火，大工件多采用正火。适用于制作耐磨、高强度、受力较大及要求良好弹性的弹性零件，例如轧辊、轴、弹簧圈、弹簧、垫圈、离合器、凸轮等
65	应用广泛的碳素弹簧钢，经热处理后的疲劳强度与合金弹簧钢相似，并可得到良好的弹性及较高的强度，切削性及淬透性都差，小尺寸零件多采用淬火，大尺寸零件多采用正火或水淬油冷，一般正淬火、中温回火状态下使用，也可以在正火状态下使用。适用于制造弹簧垫圈、弹簧环、气门弹簧、小负荷扁弹簧、螺旋弹簧等；在正火状态下，也可用于制造凸轮、轴、轧辊、钢绳等耐磨零件
70	性能和65钢相近，但强度和弹性优于65钢，由于淬透性低，直径大于12～15 mm的工件不能淬透。适于制造强度不高，尺寸较小的扁形、圆形、方形弹簧，及带钢、钢丝、车轮圈、电车车轮及犁铧等
75，80	性能和65钢相近，强度稍高、弹性稍差，一般在淬火回火状态使用。适用于制造强度不高、截面尺寸较小的螺旋弹簧、板弹簧以及受摩擦负荷的零件
85	耐磨性优良的高碳钢，强度和硬度优于65钢和70钢，但弹性稍低，淬透性也差。主要适于制造截面尺寸不大，弹性不高的振动弹簧，例如普通机械中的变形弹簧、圆形螺旋弹簧、铁道车辆和汽车、拖拉机中的板弹簧和螺旋弹簧，以及清棉机锯片、摩擦盘、钢丝、带钢等

续表 5.3-4

牌号	特征及应用举例
15Mn，20Mn	高锰低碳渗碳钢，性能和15钢相似，淬透性、强度和塑性均高于15钢，切削性能良好，低温冲击性能及焊接性均好，一般在渗碳、正火或热轧状态使用，20Mn的强度和淬透性比15Mn稍高。主要用于制造中心部力学性能较高的渗碳或氰化零件，例如凸轮轴、曲柄轴、活塞销、齿轮、滚动轴承套圈、圆柱和圆锥轴承的滚动体；在正火或热轧状态下用于制造韧性高而应力小的零件，例如螺钉、螺母、支架、铰链及焊接构件；还可制造低温条件下工作的油罐等容器
25Mn	性能和20Mn和25钢相似，但强度稍优。适于制造渗碳件及焊接件，例如连杆、销、凸轮轴、齿轮、联轴器、铰链等
30Mn	强度和淬透性均比30钢高，切削性能良好，冷变形时塑性尚好，焊接性能中等，有回火脆性倾向，锻后应回火，一般在正火或调质状态下使用。通常用于制造低负荷零件，例如杠杆、拉杆、小轴、刹车踏板，螺栓，螺钉，螺母等；采用冷拉钢可制造高应力的细小零件，例如农机的钩件、链环、刀片、横向刹车齿轮等
35Mn	强度和淬透均优于30Mn钢，切削加工性好，冷变形塑性中等，焊接性能较差常作为调质钢使用。一般用于制造负荷中等的零件，例如传动轴、啮合杆、螺栓，采用淬火回火处理后可制造耐磨性能好的零件，例如齿轮、心轴等
40Mn	经热处理后，综合力学性能优于40钢，淬透性能高于40钢，切削性能良好，冷变形时塑性中等，存在回火脆性，过热敏感性，水淬时易于产生裂纹，焊接性能差，在正火或淬火回火状态下使用，调质后可代替40Cr。适于制造疲劳负荷下的零件，例如曲轴、连杆、辊子、轴、高应力螺栓等
45Mn	强度、韧性及淬透性均优于45钢，是中碳调质钢，调质后可得到较好的综合力学性能，切削加工性能良好，焊接性能差，冷变形时塑性低，存在回火脆性倾向，一般在调质状态下使用，也可以在淬火，回火或正火状态下使用。适用于制造承受较大负荷及磨损条件下工作的零件，例如曲轴、花键轴、轴、连杆、万向节轴、汽车半轴、啮合杆、齿轮、离合器盘、螺栓、螺母等
50Mn	性能与50钢相似，但淬透性较高，经热处理后的强度，硬度及弹性均比50钢好，有过热敏感性及回火脆性倾向，焊接性差，一般在淬火、回火后应用。常用于制造高耐磨性、高应力的零件，例如心轴、齿轮轴、齿轮、摩擦盘、板弹簧等；高频淬火后可用于制造火车轴、蜗杆、连杆及汽车曲轴等
60Mn	强度较高，淬透性良好，脱碳倾向小，有过热敏感性及回火脆性倾向，水淬易产生裂纹，通常在淬火回火后使用。适用于制造尺寸较大的螺旋弹簧、各种变弹簧、圆弹簧、板簧、弹簧片、弹簧环、发条及冷拉钢丝等



续表 5.3-4

牌号	特征及应用举例
65Mn	具有高强度和高硬度，淬透性好，且弹性良好，是一种高锰弹簧钢，适用于油淬，水淬易产生裂纹，退火后的切削性能良好，冷作变形塑性差，焊接性差，一般不宜制造焊接件，通常在淬火和中温回火状态下应用。经淬火及低温回火或调质，表面淬火处理，用于制造受摩擦高弹性高强度零件，例如收割机铲、犁、切碎机切刀，翻土板、整地机械圆盘，机床主轴、丝杠、弹簧卡头、钢轨、螺旋滚子、轴承套圈；经淬火、中温回火处理后，用于制造中负荷的板弹簧（厚度 5～15 mm）、螺旋弹簧、弹簧垫圈、弹簧卡环、弹簧发条、轻型汽车离合器弹簧、制动弹簧、气门弹簧等
70Mn	淬透性优于 70 钢，热处理后可得到的力学性能高于 70 钢，冷作变形塑性差，焊接性能低，热处理时易产生过热敏感性及回火脆性，易于脱碳，水淬易产生裂纹，一般在淬火，回火状态下使用。适于制造耐磨及承受较大负荷的零件，例如止推环、离合器盘、弹簧垫圈、锁紧圈和盘簧等

（1）08、08F 钢

08 钢的强度低而塑性和韧性高，有良好的冲压、拉延、弯曲及焊接性能。该钢用于制造强度要求不高，容易加工成型的冲压件和焊接件。除表面需要强化处理的零件外，一般使用时不经热处理，只有在冷加工过程中为了消除冷作硬化才进行中间退火。有时为了使钢的组织细化和改善切削性能，需进行正火处理。

08 钢大多数生产成精度高的冷轧薄板，制造深冲压和深拉延的制品。还可制成心部强度要求不高的渗碳或碳氮共渗的零件。

1）相关标准（表 5.3-5）

表 5.3-5 08 钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄钢板和钢带》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽板带》
丝材	GB/T 3206—1982《优质碳素结构钢丝》 YB/T 5032—1993《重要用途低碳钢丝》
带材	YB/T 5059—1993《低碳钢冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-6）

3）力学性能（表 5.3-7～5.3-14）

表 5.3-6 08 钢物理化学性能

临界温度（近似值）/℃				（在下列温度时）的热导率 λ①/W·(m·K)$^{-1}$							电阻率 ρ /μΩ·cm
A_{c1}	A_{c2}	A_{c3}	A_{r1}	0℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	13
732	874	854	680	65.3	60.3	54.8	50.7	45.2	41.0	36.4	

线胀系数 α_l②/（在 20℃与下列温度间平均值）/$10^{-6}K^{-1}$					
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃
11.6	12.6	13	13.6	14.2	14.6

① 试验用钢主要成分（质量分数）(%) 为：C 0.06，Si 0.01，Mn 0.38。
② 试验用钢主要成分（质量分数）(%) 为：C 0.09，Si 0.02，Mn 0.08。

表 5.3-7 08 钢室温拉伸性能

材料状态	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}	ψ
	MPa		%	
热轧状态	312	182	34.7	76.9
正火	397	257	29.5	

表 5.3-8 08 钢高温拉伸性能

材料状态	试验温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}	ψ
		MPa		%	
热轧状态	20	312	182	34.7	76.9
	100	300	200	18.0	74.0
	200	395	205	16.3	65.0
	300	378	104	24.0	67.8
	400	275	89	31.4	76.9
正火	20	397	257	29.5	—
	100	451	137	24	—
	200	353	118	35	—
	300	245	108	52	—
	400	157	59	63	—

表 5.3-9 08 钢低温拉伸性能

θ/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}	ψ
	MPa		%	
20	312	182	34.7	76.9
-40	397	288	38.0	—
-80	441	362	33.3	—

注：试样为热轧状态。

表 5.3-10 08 钢室温冲击韧度

试样状态	a_{KU}/kJ·m^{-2}
930℃正火 +650℃，空冷	2 775
930℃正火 +650℃，冷变形 10%，250℃回火 1 h 空冷	2 520

表 5.3-11 高温冲击韧度

θ/℃	20	100	200	300	400
a_{KV}/kJ·m^{-2}	597	1 461	1 402	1 294	1 186

注：试样为热轧状态。



表 5.3-12　08 钢低温冲击韧度

$\theta/℃$	-20	-40	-80
$a_{KU}/kJ\cdot m^{-2}$	392	224	57

注：试样为热轧状态。

表 5.3-13　08 钢高温蠕变性能

材料状态	$\theta/℃$	$\sigma_{1/10000}$	$\sigma_{1/100000}$
		MPa	
正火	400	108	78
	450	69	46
	500	41	26
	550	24	13

表 5.3-14　08 钢弹性模量

$\theta/℃$	20	100	200	300	400
E/GPa	203	206	182	153	141

4）工艺性能

① 成形性能：08 和 8F 钢冷加工成形性能高，冷变形塑性高，允许进行深冲压、拉延、复杂弯曲、锤拱等加工。热加工成形性能优异。热加工的开始锻（轧）温度 1 250℃，终锻（轧）温度 800℃，空气中冷却。

② 焊接性能良好，但焊接后存在时效现象，对重要构件不宜采用。

③ 切削加工性能在冷拉或正火状态较退火状态好。

④ 热处理工艺参数，见表 5.3-15。

（2）10、10F 钢

表 5.3-15　热处理工艺参数

名　称	正火	高温回火	淬火	渗碳	淬火	回火	碳氮共渗	淬火	回火
加热温度/℃	920	680 ~ 720	920	910	890	140 ~ 180	840 ~ 850	840	140 ~ 350
冷却方法	空冷	空冷	水冷	空冷	水冷	空冷	—	水冷	空或水冷

10 号钢的拉伸性能和屈服强度比较低，塑性和韧性很高，焊接性能好，在冷状态下容易模压成形，切削性能优异。

10 号钢通常用于制造强度要求不高、受力不大的焊接件和冲压件，例如油箱、冷镦螺栓、垫圈、垫片、渗碳件及焊条等。

1）相关标准（表 5.3-16）

表 5.3-16　10、10F 钢技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
	GJB/T 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》

续表 5.3-16

品种	技 术 标 准
板材	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
管材	GB/T 3639—1983《冷拔或冷轧精密无缝钢管》
	GJB/T 2608—1996《航空用结构钢厚壁无缝钢管规范》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5032—1993《重要用途低碳钢丝》
	GB/T 5953—1999《冷镦钢丝》
带材	YB/T 5059—1993《低碳钢冷轧钢带》
锻件	HB5024—1989《航空用钢锻件》

2）物理化学性能（表 5.3-17）

表 5.3-17　10、10F 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				（在下列温度时）的热导率 $\lambda/W\cdot(m\cdot K)^{-1}$						
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	0℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃
724	876	850	682	65.3	60.3	54.8	50.7	45.2	41.0	36.4

线胀系数 α_l（在 20℃与下列温度间的平均值）$/10^{-6}K^{-1}$							磁导率 $\mu/\mu H\cdot m^{-1}$	矫顽力 $H_c/A\cdot m^{-1}$	电阻率 $\rho/\mu\Omega\cdot cm$
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	5 660	40 ~ 80	12 ~ 14
11.6	12.6	13.3	13.8	14.3	14.7	14.9			

3）力学性能（表 5.3-18 ~ 5.3-26）

表 5.3-18　10、10F 钢室温力学性能

热处理	σ_b	σ_s	δ_5	ψ
	MPa		%	
900℃正火	413	286	38	75
GB 699—88	⩽			
	335	205	29 ~ 31	50 ~ 55

表 5.3-19　10、10F 钢高温瞬时拉伸性能

热处理	性能 / 温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ
		MPa		%	
900℃正火	100	396	258	33	74
	200	472	248	25	69
	250	478	231	26	68
	300	461	185	31	71
	350	414	162	39	75



续表 5.3-19

热处理	性能 温度/℃	σ_b	σ_s	δ_5	ψ
		MPa		%	
900℃正火	400	364	151	40	77
	450	311	150	44	82
	500	245	131	46	81

表 5.3-20　10、10F 钢低温拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_{10}	ψ
		MPa		%	
900 ~ 920℃正火	20	312	182	34.7	76.9
	-20	332	—	36.5	—
	-40	397	288	38.0	—
	-80	441	362	33.3	—

表 5.3-21　10、10F 钢冲击韧度

热处理	温度	室温	-20	-40
热轧	α_{KV}/J	193	195	133

表 5.3-22　10、10F 钢高温持久性能

热处理	温度/℃	应力/MPa	断裂时间/h	δ/%	ψ/%	持久强度/MPa	
						10^4 h	10^5 h
热轧	450	206	33	34	79	100	
		168	119	43	84		
		125	2 053	55	83		
	480	168	14	47	84	77	
		125	164	48	83		
		98	1 257	55	82		
	500	137	31.5	32	61	59	41
		108	199	52	83		
		88	627	64	85		
		69	3 517	38	68		
		59	8 138	30	55		

表 5.3-23　10、10F 钢高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{1/1000}$	$\sigma_{1/10000}$
		MPa	
900 ~ 920℃正火	400	118	78
	450	74	49
	500	42	27
	550	23	14

表 5.3-24　10、10F 钢高周疲劳性能

热处理度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1}	τ_{-1}
	MPa	MPa	MPa	MPa
900 ~ 920℃正火	422	260	157	—
900℃正火	—	—	—	—

表 5.3-25　10、10F 钢扭转性能

热处理度	τ_b	$\tau_{0.3}$	$\tau_{0.01}$
	MPa		
正火	441	157	108

表 5.3-26　10、10F 钢弹性性能

弹性模量 E/GPa	198
切变模量 G/GPa	78.6

4）工艺性能

冷状态下容易加工成形。允许进行深冲压、拉延、复杂弯曲、冷镦、锤拱等加工。热加工性能优异。热加工的始锻（轧）温度为 1 200 ~ 1 250℃，终锻（轧）温度大于 800℃，空气中冷却。焊接性能良好，因 10F 钢焊后有时效现象，对重要构件不宜采用。冷拉状态下，相对切削加工性为 80%。可用热处理方法改善切削加工性能。其热处理工艺参数见表 5.3-27，其末端淬透性曲线见图 5.3-1。

表 5.3-27　10、10F 钢热处理工艺参数

名称		加热温度/℃	冷却方法
正火		900	空冷
淬火		910 ~ 930	水、盐水冷
高温回火		680 ~ 710	空冷
回火		370 ~ 420	空冷
渗碳及其随后处理	渗碳	900 ~ 960	空冷
	淬火	780 ~ 820	水冷
	回火	180 ~ 200	空冷
碳氮共渗及其随后处理	碳氮共渗	840 ~ 850	空冷
	淬火	800	水冷
	回火	180 ~ 200	空冷

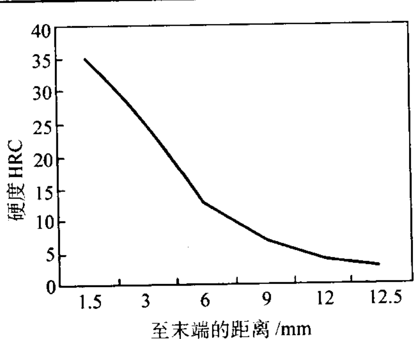


图 5.3-1　10、10F 钢末端淬透性曲线

（3）15 号钢

15 号钢的塑性、韧性、焊接及冷冲压性能都极为良好，但强度较低。因此，该钢用于强度要求不高，但塑性和韧性要求较高的机械加工件、焊接件和冷冲压件等；还可以用于表面要求硬度高而心部要求强度不高的渗碳和碳氮共渗的零件，例如螺栓、铆钉及轴套等。

15 号钢的切削加工性能较差，为了改善其切削加工性能，可在 880 ~ 900℃加热后水中淬火。

1）相关标准（表 5.3-28）



表 5.3-28 15 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
	GJB/T 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GJB/T 2608—1996《航空用结构钢厚壁无缝钢管规范》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5032—1993《重要用途低碳钢丝》
	GB/T 5953—1999《冷镦钢丝》
带材	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
锻件	HB5024—1989《航空用钢锻件》

2）物理化学性能（表 5.3-29）

表 5.3-29 15 号钢物理性能

密度/$g \cdot cm^{-3}$	7.85					
熔点/℃	约~1 400					
项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa	213	209	202	194	185	178
切变模量 G/GPa	82.6	80.9	78.4	75.2	71.9	68.7
泊松比 μ	0.289	0.292	0.288	0.290	0.287	0.295
热导率 λ/$W \cdot (m \cdot K)^{-1}$	—	40.0	46.7	45.5	43.1	40.3
比热容 c/$J \cdot (kg \cdot K)^{-1}$	—	486	503	515	528	549
线胀系数（与 20℃之间）α_l/$10^{-6}K^{-1}$	—	11.87	12.33	13.16	13.66	14.07

3）力学性能（表 5.3-30～表 5.3-36）

表 5.3-30 15 号钢室温力学性能

热 处 理	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU}	HB
	MPa		%		/$J \cdot cm^{-2}$	
920℃正火	302	451	37	69	228	115
GB/T 699—1999	≥					未热处理 HB 不大于 143
	225	375	27	55		

表 5.3-31 15 号钢高温力学性能

θ/℃	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ_5/%			ψ/%		
	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ
20	456	422	436	245	216	215	32.5	33.0	30.0	69.0	69.5	60.0
200	520	402	500	230	196	196	19.5	24.0	17.5	53.0	68.0	47.0
300	539	422	505	230	172	181	18.5	24.0	23.0	51.0	63.0	48.0
400	427	378	392	186	152	151	27.0	32.5	27.0	68.0	71.0	63.0
450	387	294	—	181	162	—	29.0	35.0	—	70.0	75.0	—
500	304	235	285	172	147	157	26.5	36.0	26.0	66.0	75.0	66.0
550	226	172	216	152	132	127	24.0	30.0	32.0	69.5	75.5	68.0
600	157	137	147	123	98	88	30.0	34.5	42.0	80.5	76.0	79.0

注：Ⅰ—900～920℃正火；Ⅱ—900～920℃正火＋650～660℃回火；Ⅲ—880～900℃正火。

表 5.3-32 15 号钢低温冲击吸收功

热处理	温度/℃	－20	－40
920℃正火	A_{KV}/J	98	16

表 5.3-33 15 号钢室温冲击韧度

热处理制度 \ 冲击韧度 \ 钢坯直径/mm		20	36	55
		a_{KU}/$kJ \cdot m^{-2}$		
900～920℃淬水	不回火	1 667	2 255	1 961
	200℃回火	1 765	2 255	2 353
	300℃回火	1 961	2 451	2 451
	400℃回火	2 353	2 353	2 059
	500℃回火	2 451	2 255	2 255
	600℃回火	—	2 647	2 451
	700℃回火	3 431	2 843	3 039

表 5.3-34 15 号钢高温冲击韧度

θ/℃ \ 冲击韧度 \ 热处理制度	900～920℃正火	900～920℃正火＋650～660℃回火	880～900℃退火
	a_{KU}/$kJ \cdot m^{-2}$		
20	1 765	2 108	1 471
200	1 961	2 157	1 618
300	1 373	2 353	1 471
400	980	1 569	980
450	833	1 275	882
500	784	1 226	784
600	3 431	3 235	1 863

4）工艺性能 15 号钢可塑性高，冷冲压性能极好，可



表 5.3-35　15 号钢高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{1/10000}$	$\sigma_{1/100000}$
		MPa	
900℃正火	400	127	88
	450	78	54
	500	44	29
	550	24	15

进行深冲压、拉延、弯曲、冷镦加工。热加工性能良好，热加工的始锻（轧）温度为 1 200 ~ 1 230℃，终锻（轧）温度为 800 ~ 850℃。焊接性能良好。热轧或正火状态，切削性能较低，相对切削加工性能 50%。为改善切削加工性能，可在 880 ~ 900℃加热后淬火。

表 5.3-36　15 号钢高周疲劳性能

热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1}
		MPa	
热轧状态	432	247	214
740℃退火	376	180	179
900℃正火	473	309	213
940℃水淬	480	—	245
供应状态	396①	221①	177①

① 钢管的数据：外径 106 mm，内径 82 mm，其余为棒材数据。

5）热处理工艺参数（表 5.3-37）

表 5.3-37　15 号钢热处理工艺参数

名　称	正火	高温回火	淬火	渗碳及其随后处理			碳氮共渗及其随后处理		
				渗碳	淬火	回火	碳氮共渗	淬火	回火
加热温度/℃	900	680 ~ 710	910 ~ 930	900 ~ 930	770 ~ 800	150 ~ 175	840 ~ 860	840	140 ~ 180
冷却方法	空冷	空冷	水或盐水	—	水冷	空冷	—	水冷	空冷

（4）20 号钢

20 号钢的强度比 15 号钢稍高，塑性、韧性和焊接性能也很好。一般不在淬火状态下使用。该钢用于不经受很大应力而要求高的塑性和韧性的各种机械加工件和焊接件，冷冲压件，锻件及渗碳件等。

20 号钢也可供制造淬火使用的锁、卡箍、弓形夹子、巢座、垫圈、条带等小零件。还可用于制造压力低于 60 大气压，温度不高的非腐蚀介质中工作的管子和导管等。

1）相关标准（表 5.3-38）

表 5.3-38　20 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
	GJB/T 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》

续表 5.3-38

品种	技术标准
管材	GB/T 3639—1983《冷拔或冷轧精密无缝钢管》
	GJB/T 2608—1996《航空用结构钢厚壁无缝钢管规范》
	YB/T 679—1971《航空用 18A 空心铆钉薄壁无缝钢管》
	YB/T 681—1971《航空用导管 20A 薄壁无缝钢管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5032—1993《重要用途低碳钢丝》
	GB/T 5953—1999《冷镦钢丝》
带材	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
锻件	HB5024—1989《航空用钢锻件》

2）物理性能（表 5.3-39 和图 5.3-2、图 5.3-3）

表 5.3-39　20 号钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				（在下列温度时的热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$					
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃
735	855	835	680	50.7	48.6	46.11	42.3	38.9	35.6

线胀系数 α_l（在 20℃与下列温度间的平均值）/10^{-6}K^{-1}										磁导率 μ	矫顽力 H_c	电阻率 ρ
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃	μH·m^{-1}	A·m^{-1}	μΩ·cm
11.16	12.12	12.78	13.38	13.93	14.38	14.81	12.93	12.48	13.16	3 770	88 ~ 159	12.5 ~ 14.5

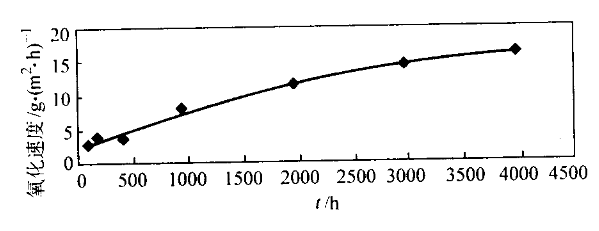


图 5.3-2　20 号钢 380℃时抗氧化性

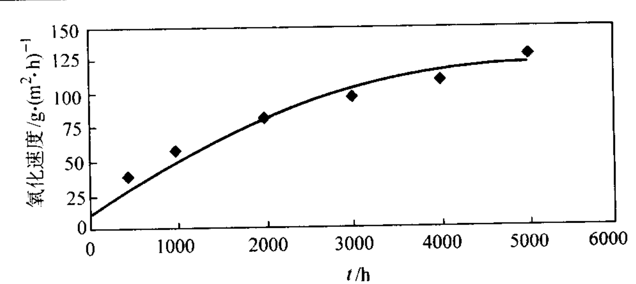


图 5.3-3　20 号钢 550℃时抗氧化性



3）力学性能（表 5.3-40～表 5.3-44）

表 5.3-40　20 号钢室温拉伸性能

毛坯直径/mm	热处理制度		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
	淬火	回火	MPa		%	
10	920℃淬火	200℃	1 355	1 275	10.0	45.0
		300℃	1 225	1 175	11.0	50.0
		400℃	1 130	1 080	11.5	53.0
		450℃	961	902	13.0	62.0
10	900℃淬火	500℃	843	785	15.0	65.0
		600℃	667	569	19.5	67.0
		650℃	608	490	21.0	68.0
		700℃	588	471	24.0	73.0
25	940℃正火＋930℃渗碳 8 h＋880℃淬火＋230℃回火		597	433	39.0	64.0
	940℃正火＋930℃渗碳 8 h 炉冷至 830℃淬火＋230℃回火		561	422	30.0	67.7

表 5.3-41　20 号钢低温拉伸性能

热处理制度	θ/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
		MPa		%	
880℃正火	20	507	366	29.1	65.1
	－40	539	379	33.0	64.0
	－70	598	412	34.0	62.0
	－100	618	451	30.0	64.0

表 5.3-42　20 号钢低温冲击性能

热处理	＋9℃	0℃	－10℃	－20℃	－40℃	*FATT*/℃
	A_{KV}/J					
900℃正火，空冷	134	127	113	95	43	－22

表 5.3-43　20 号钢高温持久性能

热处理制度	θ/℃	持久强度/MPa	
		10^4 h	10^5 h
900～930℃正火	380	216	187
	420	124	92
	460	85	64
	500	54	33
	550	34	22

表 5.3-44　20 号钢高周疲劳性能

碳含量 w_C/%	热处理制度	σ_b	$\sigma_{0.2}$	σ_{-1}
		MPa		
0.17	940℃正火＋930℃水淬＋230℃回火	522	414	225
0.21		569	451	282
0.24		652	497	264

4）工艺性能　20 号钢冷加工成形性良好，冷变形塑性高，可用于弯曲、压延、弯边、锤拱等加工。正火或高温回火可以获得最好的深压延性能。热加工性能良好，热压力加工的始锻（轧）温度为 1 200～1 250℃，终锻（轧）温度为 800～850℃，随后空冷。焊接性能良好。切削加工性能较好，在热轧或正火态相对切削加工性能为 65%。在 880～900℃淬火可改善切削加工性能。

5）热处理工艺参数（表 5.3-45）

表 5.3-45　20 号钢热处理工艺

名　称	退火	正火	淬火	回火	渗碳及其随后处理			碳氮共渗及其随后处理		
					渗碳	淬火	回火	碳氮共渗	淬火	回火
加热温度/℃	890	890	900～920	340～400	900～920	780～800	140～180	840～850	840～850	140～180
冷却方法	炉冷	空冷	水或盐水	空冷	空冷	水冷	空冷	空冷	水或油冷	空冷

（5）25 号钢

25 号钢的性能与 20 号钢相似，经适当的热处理后，能获得较好的强度与韧性。该钢的冷变形塑性较高，焊接性好，无回火脆性倾向；在冷拉和正火状态下切削加工性能好。

25 号钢一般用于制造承力不大的热冲压件，小锻件和机械加工件，例如垫圈、连接件、螺栓、螺钉螺帽等；渗碳后可制造表面要求高硬度的零件；ML25 专供制造冷镦螺栓和螺钉等。

1）相关标准（表 5.3-46）

表 5.3-46　25 号钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
	GJB/T 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》

续表 5.3-46

品种	技 术 标 准
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GJB/T 2608—1996《航空用结构钢厚壁无缝钢管规范》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	GB/T 5953—1999《冷镦钢丝》
带材	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
锻件	HB5024—1989《航空用钢锻件》

2）物理性能（表 5.3-47）



表 5.3-47　25 号钢物理性能

临界温度值（近似值）/℃				在下列温度时的热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$									
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃
735	812	796	675	51.08	48.99	46.05	42.70	39.36	35.59	31.82	25.96	26.96	27.21

线胀系数（在 20℃与下列温度间的平均值）/$10^{-6}K^{-1}$										磁导率 μ	矫顽力 H_c	电阻率 ρ
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	10000℃	H·m^{-1}	A·m^{-1}	μΩ·cm
12.18	12.66	13.08	13.47	13.92	14.41	14.88	12.64	12.41	13.37	3.14×10^{-3}	175.07	12.2×10^{-8}

3）力学性能（表 5.3-48～表 5.3-53）

表 5.3-48　25 号钢室温拉伸性能

材料状态	σ_b	$\sigma_{0.01}$	$\sigma_{0.2}$	δ_5	δ_{10}	ψ
	MPa			%		
900℃退火	490	275	304	—	25.0	50.0
热轧状态	492	—	319	—	27.8	58.4
860℃淬火＋500℃回火	785	—	647	19.0	—	70.0
860℃淬火＋600℃回火	696	—	588	20.0	—	7.20

表 5.3-49　25 号钢高温拉伸性能

材料状态	θ/℃	$\sigma_{0.01}$	$\sigma_{0.02}$	$\sigma_{0.03}$	$\sigma_{0.1}$	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_{10}	ψ
		MPa						%	
热轧	20	266	280	306	316	319	492	27.0	58.4
	100	203	244	287	326	328	498	18.5	56.7
	200	167	207	234	319	323	562	12.5	44.2
	300	157	178	185	189	198	539	22.0	57.1
	400	111	119	125	151	165	467	24.8	65.7
	450	105	114	121	145	162	396	24.1	66.8
	500	101	112	119	136	151	330	28.2	69.9
	550	55	76	83	96	107	249	33.0	74.4
	600	46	53	56	66	73	155	44.1	91.9

表 5.3-50　25 号钢低温冲击韧性

θ/℃	20	-10	-30	-50	-60
α_{KU}/kJ·m^{-2}	830	884	223	107	99

注：试样为热轧状态。

表 5.3-51　25 号钢高温冲击韧度

θ/℃	20	100	200	300	400	450	500	550	600
α_{KU}/kJ·m^{-2}	833	931	971	971	696	529	480	471	794

注：试样为热轧状态。

表 5.3-52　25 号钢扭转切变变形性能

材料状态	$\tau_{0.01}$	$\tau_{0.3}$	τ_b
	MPa		
900℃退火	177	186	490

表 5.3-53　25 号钢高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{1/10000}$	$\sigma_{1/100000}$
		MPa	
890℃正火	400	137	103
	425	98	78
	450	81	—
	475	—	35
	500	45	25

4）工艺性能　冷变形塑性好，可供冲压、冷镦等加工，热加工性能良好，热压力加工的始锻（轧）温度为 1 200～1 250℃，终锻（轧）温度大于 800℃，随后空冷。可以焊接，需采用预热或焊后热处理。切削加工性能较好，相对切削加工性能为 65%。

5）热处理工艺参数（表 5.3-54）

表 5.3-54　25 号钢热处理工艺参数

名称	退火	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳及其随后处理			碳氮共渗及其随后处理		
						渗碳	淬火	回火	碳氮共渗	淬火	回火
加热温度/℃	880～900	890	680～710	880～900	340～400	900～920	850～890	150～180	840～850	840～850	150～180
冷却方法	炉冷	空冷	空冷	水或盐水	空冷	—	水冷	空冷	—	水冷	空冷

(6) 30 号钢

30 号钢为优质碳素结构钢，属于调质钢类，经过淬火、回火或正火后使用。钢的强度和硬度均较高，且有较好的塑性，切削性好，焊接性中等，淬透性较低。用于制造强度较高和韧性较高的零件，例如螺栓、螺钉、螺帽及受磨损不大的拉杆和轴等。

1）相关标准（表 5.3-55）

表 5.3-55　30 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》



续表 5.3-55

品种	技 术 标 准
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
管材	GB/T 3094—1982《冷拔无缝异型钢管》
	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5186—1993《六角钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理性能（表 5.3-56 和表 5.3-57）

表 5.3-56　30 号钢物理性能

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	217	214	207	203	194	183	—	—
切变模量 G/GPa	82.0	81.0	80.0	79.0	76.0	73.0	—	—
泊松比 μ	0.317	0.314	0.287	0.278	0.285	0.260	—	—
热扩散率 $\alpha/10^{-6}m^2\cdot s^{-1}$	14.6	13.1	11.9	10.0	8.80	7.70	—	—
热导率 λ /W·(m·K)$^{-1}$	57.0	53.0	50.0	44.0	41.0	37.0	—	—
比热容 c /J·(kg·K)$^{-1}$	—	505	516	520	537	557	—	—

续表 5.3-56

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
线胀系数（与 20℃之间）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	—	10.8	12.3	13.1	13.6	13.9	14.4	14.7
密度/g·cm^{-3}	7.86							

表 5.3-57　30 号钢临界温度

临界温度（近似值）/℃				
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	M_s
732	813	796	677	380

3）力学性能（表 5.3-58～表 5.3-62）

表 5.3-58　30 号钢室温拉伸性能

热处理	σ_b	σ_s	δ_5	ψ	A_{KV}	HB
	MPa		%		/J	
860℃水淬，600℃回火	808	657	20	61	64	239
GB 699—88	≥					未热处理
	490	295	21	50	63	≤79

表 5.3-59　30 号钢高温拉伸性能

试验温度/℃	15	100	200	300	400	500	600	700
σ_b/MPa	557	512	619	662	619	434	235	123
σ_s/MPa	337	285	315	295	295	228	—	—
δ_5/%	26.6	23.2	22.4	18.7	28.0	30.4	31.0	48.8
ψ/%	50.3	54.7	46.8	35.5	50.6	65.8	80.0	86.0

注：试验用钢（质量分数）（%）　C 0.32，Si 0.19，Mn 0.53，S 0.017。

表 5.3-60　30 号钢冲击韧度

试验温度/℃	a_K /J·cm^{-2}	试验温度/℃	a_K /J·cm^{-2}	试验温度/℃	a_K /J·cm^{-2}
620	101	150	112	-40	45
500	63	100	107	-60	48
450	70	62	102	-80	39
250	100	20	72	-100	29
200	98	0	64	—	—

注：试验用钢（质量分数）（%）　C 0.32，Mn 0.50；σ_b = 618 MPa，δ_5 = 25.3%，ψ = 54.2%。

表 5.3-61　30 号钢疲劳性能

循环次数	σ_{-1}/MPa	σ_{-1k}/MPa
1×10^6	225～265	157

表 5.3-62　30 号钢高温蠕变性能

试验温度/℃	蠕变强度 $\sigma_{-1/100000}$/MPa	
	810℃退火	910℃正火，600℃回火
450	86	88
500	54	71
550	221	36

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）　C 0.29，Mn 1.05。



4）工艺性能　30 号钢属调质钢类，一般经过淬火、回火或正火后使用。热加工开始温度为 1 190 ~ 1 210℃，终止温度大于 800℃。钢的强度硬度较高。切削性能良好。可以焊接，因碳含量较高需采用预热或焊后热处理等措施。淬透性略高于 20 号钢。

5）热处理工艺参数（表 5.3-63）

表 5.3-63　30 号钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	850 ~ 900	850 ~ 900	680 ~ 720	850 ~ 890	随需要而定
冷却	炉冷	空冷	空气	水或油	空气

（7）35 号钢

35 号钢有较好的强度和韧性、塑性，广泛用于各种大型锻、铸件和各种机器零部件以及紧固件。淬透性低，调质处理时易用水淬，对大截面部件，多用正火回火处理。一般不焊接。

1）相关标准（表 5.3-64）

表 5.3-64　35 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
管材	GB/T 3094—1982《冷拔无缝异型钢管》
	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普能碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5186—1993《六角钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理性能（表 5.3-65）

表 5.3-65　35 号钢相关物理性能

密度/g·cm^{-3}	7.87	临界点（近似值）/℃	A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
熔点/℃	1 395		741	802	748	658

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa	212	207	201	194	187	176
切变模量 G/GPa	82.1	80.5	78.0	75.2	72.1	68.1
泊松比 μ	0.291	0.286	0.288	0.290	0.297	0.292
热导率 λ /W·m^{-1}·K^{-1}	—	46.0	48.2	44.9	41.4	38.1
比热容 c /J·kg^{-1}·K^{-1}	—	482	494	515	532	555
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	12.45	12.87	13.50	13.90	14.30

3）力学性能（表 5.3-66 ~ 表 5.3-70）

表 5.3-66　35 号钢室温拉伸性能

热处理	σ_s	σ_b	δ_{10}	ψ	a_{KV}	HB
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
860℃水淬，600℃回火	380	593	24	55	92	179
GB 699	≥					未热处理 ≤197
	315	530	20	45	55	

表 5.3-67　35 号钢高温拉伸性能

试验温度/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	ψ/%
20	325	534	24.8	52.4
100	307	506	19.7	53.8
200	307	579	9.5	39.1
300	203	581	21.3	51.7
400	183	502	23.1	64.0
450	175	421	24.0	66.9
500	151	358	24.0	70.3
550	116	291	26.5	69.8
600	81	193	34.8	82.8

注：试验用钢主要成分（质量分数）（%）　C 0.36，Si 0.19，Mn 0.53，抗拉试验拉伸速度 0.8 mm/min。

表 5.3-68　35 号钢冲击性能

热处理	温度/℃	A_{KV}/J	脆性断口百分率/%
(860 ± 5)℃正火	20	48	39.8
	10	38	48.0
	0	33	62.5
	-10	25	66.0
	-20	23	72.8
	-40	13	87.7
	-60	8.4	100
FATT	(10 ± 3)℃		

表 5.3-69　35 号钢疲劳性能

试样状态	力学性能					σ_{-1} /MPa
	σ_b /MPa	δ_{10} /%	ψ /%	H_B	a_K /J·cm^{-2}	
850℃正火	578	24.2	60.0	160	128	265
850℃淬火	1 665	7.0	48.0	450	34	437
850℃淬火，550℃回火	862	16.0	62.0	260	169	398
850℃淬火，650℃回火	720	16.5	68.0	210	98	402

注：实验用钢（质量分数）（%）　C 0.36，Si 0.16，Mn 0.25，S 0.013，P 0.012。

表 5.3-70　35 号钢高温蠕变性能

试验温度/℃	$\sigma_{1/10000}$/MPa
400	118
425	83
450	54
475	35

注：试样状态，850～870℃正火。

4）工艺性能　35 号钢有较好的塑性，一般用于锻件和热压件，冷拉和冷顶锻。起始热加工温度为 1 190～1 210℃，终止温度大于 800℃，随后空冷。切削加工性能与 30 号钢相仿。一般不进行焊接，如果要焊接，应采取预热和焊后热处理。淬透性介于 30 号钢及 40 号钢之间。锅炉制造中用于温度低于 425℃的螺栓和小于 450℃的螺母。

5）热处理工艺参数（表 5.3-71）

表 5.3-71　35 号钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	840～890	840～890	680～720	850～890	随需要而定
冷却	炉冷	空气	空气	水冷，油冷	空气

（8）40 号钢

40 号钢是中碳调质钢，有较高强度，一般需经过淬火及回火处理。一般用于承受负荷较大的小截面调质件或应力较小的大型正火零件以及对心部要求不高，表面耐磨的表面淬火件。一般不用于制造焊接件。对于大型零部件，淬火回火效果并不优于正火处理。

1）相关标准（表 5.3-72）

表 5.3-72　40 号钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
管材	GB/T 3094—1982《冷拔无缝异型钢管》
	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5186—1993《六角钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理性能（表 5.3-73）

表 5.3-73　40 号钢相关物理参数

临界温度（近似值）/℃				（在下列温度时）的热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$									
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃
724	790	760	680	50.660	48.148	45.636	41.868	38.100	33.913	30.145	24.702	25.539	26.796

线胀系数 α_l（在 20℃和下列温度（℃）间）/10^{-6}K^{-1}								
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃
11.21	12.14	13.00	13.58	14.05	14.58	14.85	11.84	12.65

密度 ρ/g·cm^{-3}	弹性模量 E（在下列温度）/GPa				磁性	
7.82	20℃	100℃	300℃	500℃	磁导率 μ/H·m^{-1}	矫顽力 H_c/A·m^{-1}
	209	206	194	176	1 600	3.8



3）力学性能（表 5.3-74 ~ 表 5.3-76 和图 5.3-4 ~ 图 5.3-6）

表 5.3-74　40 号钢室温拉伸性能

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5/%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB
	热轧	—	—	—	—	—	≤217
	退火						≤187
	正火	≥559	≥333	≥19	≥45	≥88	—
ϕ25	830 ~ 880℃水淬，550 ~ 650℃回火，水冷	≥608	≥441	≥20	≥50	≥88	179 ~ 255
ϕ25	870℃正火，870℃水淬，450℃回火	902	657	19	58	—	255
ϕ25	870℃正火，870℃水淬，550℃回火	853	617	22	62	—	229
ϕ25	870℃正火，870℃水淬，650℃回火	715	470	25	68	—	200

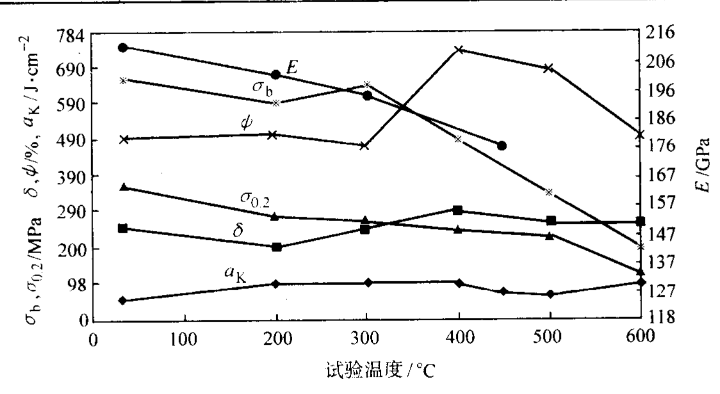


图 5.3-4　40 号钢高温力学性能

用钢成分（质量分数）(%)：C 0.42，Si 0.32，Mn 0.60，Cr0.15，Ni 0.15，S 0.042，P0.010；热处理：850 ~ 860℃正火，650℃回火

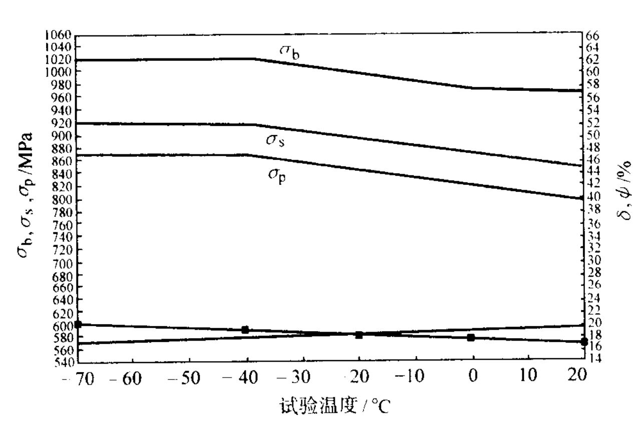


图 5.3-5　40 号钢低温拉伸性能

用钢成分（质量分数）(%) C 0.44，Si 0.30，Mn 0.64，Ni 0.20，S 0.034，P 0.034；热处理：820℃水淬，550℃回火，热处理用毛坯尺寸 ϕ20 ~ 22 mm

图 5.3-6　40 号钢低温冲击韧度（成分及热处理同表 5.3-75）

表 5.3-75　40 号钢疲劳性能

化学成分（质量分数）/%					试样状态	力学性能					循环次数	σ_{-1} /MPa
C	Si	Mn	S	P		σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_4 /%	ψ /%	HB		
0.43	0.27	0.61	—	—	800℃水淬，600℃回火	—	—	—	—	—	10^6	35
0.24	0.19	0.60	0.038	0.010	850℃退火	521	275	32.5	49.3	—	—	231
0.37	0.16	0.58	0.035	0.032	845℃水淬，565℃回火	650	435	25.0	63.0	—	—	311
0.37	0.16	0.58	0.035	0.032	845℃水淬，550℃回火	707	603	23.0	65.1	209	—	393

表 5.3-76 40 号钢高温疲劳性能

试验温度/℃	400	450	500
$\sigma_{1/100000}$/MPa	101	49	29
$\sigma_{1/10000}$/MPa	250	137	69
$\sigma_{1/100000}$/MPa	186	95	43

试验用钢（质量分数）（%）：C 0.42，Si 0.32，Mn 0.60，S 0.042，P 0.010，Ni 0.16，Cr 0.15；840～860℃正火，650℃回火。

4）工艺性能 40 号钢冷变形塑性中等，热加工良好，热加工起始温度 1 180～1 200℃，大于 800℃终止温度，随后空冷。焊接性能不好，一般不作焊接件。热处理无回火脆性，淬透性低。该钢在正火或调质或表面淬火状态下使用。

5）热处理工艺参数（表 5.3-77）

表 5.3-77 40 号钢热处理工艺参数

项目	退火	高温回火	正火	淬火	回火
加热温度/℃	840～870	680～720	840～890	830～880	220～260 随需要而定
冷却	炉冷	空气	空气	水或油冷	空气

（9）45 号钢

45 号钢是一种中碳优质结构钢。淬透性低，水淬易变形和开裂，一般是在正火状态下使用。只有力学性能要求较高的小零件才采用调质处理。该钢的冷变形塑性中等，钢丝可供冷镦锻，切削加工性良好，可焊接，但焊前需预热，焊后需退火处理。

45 号钢通常用于制造承力不大的机械加工件、锻件和冲压件等。

1）相关标准（表 5.3-78）

表 5.3-78 45 号钢相关标准

棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
	GJB/T 1951—1994《航空用优质结构钢棒规范》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3639—1983《冷拔或冷轧精密无缝钢管》
	GJB/T 2608—1996《航空用结构钢厚壁无缝钢管规范》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	GB/T 5953—1999《冷镦钢丝》
带材	GB/T 3522—1983《优质碳素结构钢冷轧钢带》
锻件	HB5024—1989《航空用钢锻件》

2）物理性能（表 5.3-79）

3）力学性能（表 5.3-80～表 5.3-83 和图 5.3-7、图 5.3-8）

表 5.3-79 45 号钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				定压比热容 c_p（在 20℃和下列温度间）/J·（kg·K）$^{-1}$			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	400℃	600℃
724	780	751	682	468.922	481.482	523.35	573.592

热导率 λ（在下列温度）/W·（m·K）$^{-1}$											
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃	1 100℃	1 200℃
48.15	46.47	43.96	41.45	38.10	35.17	31.82	25.96	25.96	26.80	28.05	29.73

线胀系数 α_l（在 20℃和下列温度间）/$10^{-6}K^{-1}$										密度 ρ/g·cm^{-3}
100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃	7.81
11.59	7.82	13.09	13.71	14.18	14.67	15.08	12.50	13.56	14.40	

弹性模量 E（在 20℃和下列温度间）/GPa						磁性	
20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	450℃	磁导率 μ/H·m^{-1}	矫顽力 H_c/A·m^{-1}
201	201	193	190	172	158	1 500	4.0

表 5.3-80 45 号钢常规力学性能

热处理	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	a_{KU} /J·cm^{-2}	HB	$\tau_{0.3}$	τ_b
	MPa		%				MPa	
850℃正火	377	624	26.4	55.0	89.1	175	—	—
840℃水淬 560℃回火	501 539 515	710 737 759	23.6 24.5 25.2	65.1 62.4 63.7	152 145 161	216 206 223	—	—
840℃水淬 510℃回火	716	934	17.9	52.9	99.5	254	528	829
850℃油淬 450℃回火	803	970	11.8	46.8	70	313	—	—
GB/T 699—1999	不小于					不大于		
厚度≤80 mm >50 mm	355	600	16 14	14 35	39	未热处理 229 退火 197	—	—

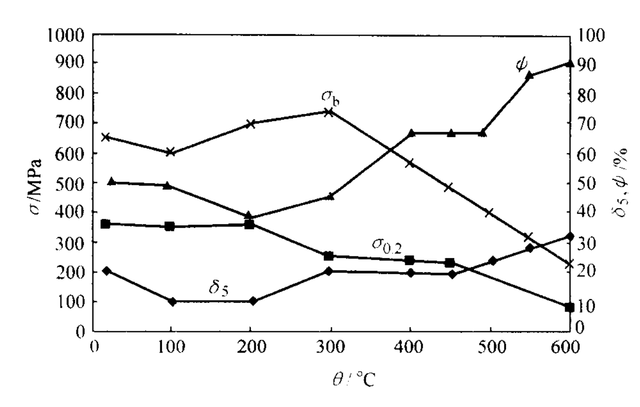


图 5.3-7 45 号钢高温拉伸性能

表 5.3-81 45 号钢低温冲击韧度

θ/℃	20	-10	-30	-50
a_{KU}/kJ·m^{-2}	465	391	372	125

注：试样经 900℃正火。

4）工艺性能 45 号钢热加工成形性良好，热加工起始温度 1 200℃，终止温度大于 800℃，随后空冷。截面大于 ϕ300 mm 时缓冷。可以焊接，焊接前预热 200～250℃，焊后 600～650℃回火。切削加工性能良好，退火后的相对加工性为 60%。

5）热处理工艺参数（表 5.3-84）

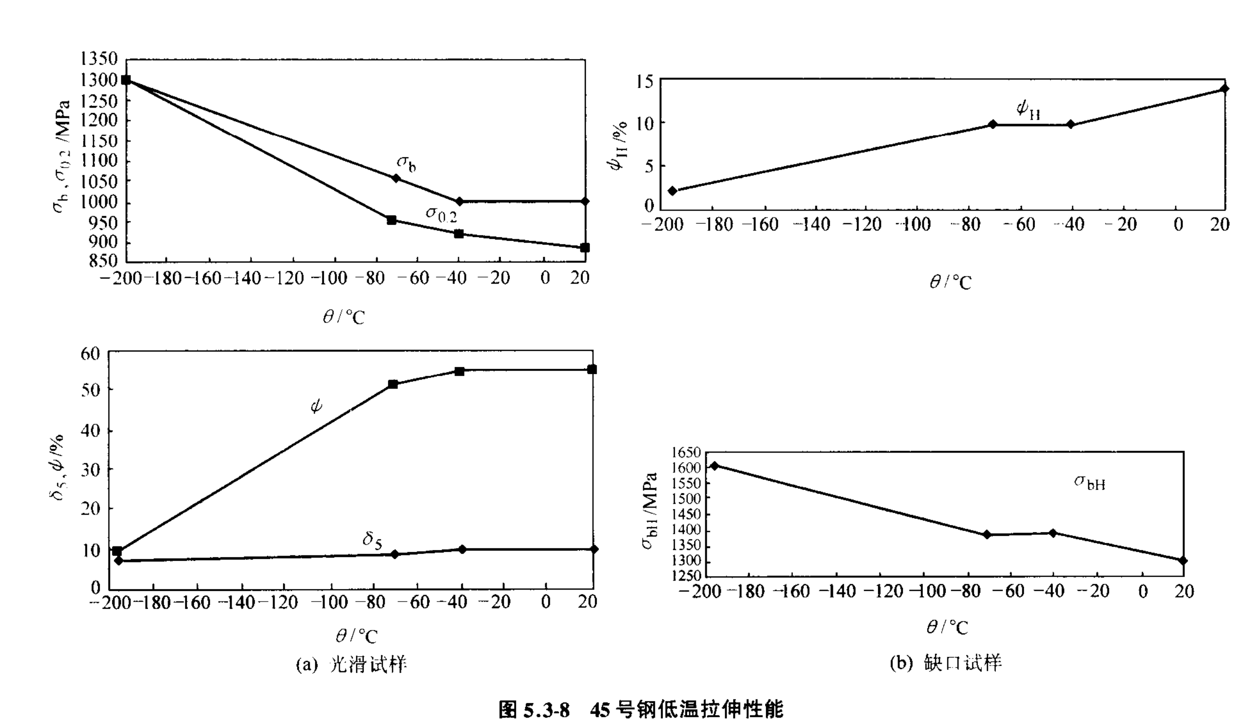


图 5.3-8 45 号钢低温拉伸性能

（试样尺寸：光滑试样 d = 10 mm；缺口试样 d_0 = 10 mm，d_H = 7 mm；缺口角度 60°。热处理制度为 850℃水淬 + 550℃回火）

表 5.3-82 45 号钢疲劳性能

试样状态	力学性能				循环次数	σ_{-1} /MPa	σ_{-1K} /MPa
	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_{10}/%	a_K/J·cm^{-2}			
850℃正火	676	392	20.7	77	1×10^7	294	176
850℃水淬，550℃回火	882	690	13.6	118	1×10^7	421	235

表 5.3-83 45 号钢高温蠕变性能

热处理制度	θ/℃	$\sigma_{1/1000}$	$\sigma_{1/10000}$	$\sigma_{1/100000}$
		MPa		
900℃正火	400	245	111	81
	450	137	75	43
	500	69	40	27
	550	—	24	18
	600	—	—	8

表 5.3-84 45 号钢热处理工艺参数

名　称	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	850	850	680～710	820～860	290～610
冷却方法	炉冷	空冷	空冷	水或油冷	空冷

（10）50 号钢

50 号钢为高强度中碳优质结构钢。切削性能一般，冷变形塑性低，焊接性能差，淬透性差，但无回火脆性。适合于淬火回火处理。用于耐磨性要求高、动载荷及冲击作用不大的零件。

1）相关标准（表 5.3-85）



表 5.3-85 50号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 699—1999《优质碳素结构钢》
	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
管材	GB/T 3094—1982《冷拔无缝异型钢管》
	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	YB/T 5186—1993《六角钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 710—1991《优质碳素结构钢热轧薄板材和钢带》
	GB/T 13237—1991《优质碳素结构钢冷轧薄钢板和钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》

续表 5.3-85

品种	技术标准
带材	GB/T 3275—1991《汽车制造用优质碳素结构钢热轧钢板和钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-86）

表 5.3-86 50号钢物理性能

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500
弹性模量 E/GPa	207	207	201	191	183	175
切变模量 G/GPa	81.1	80.0	77.8	74.8	71.2	67.8
泊松比 μ	0.276	0.294	0.292	0.277	0.285	0.291
比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	—	498	507	521	544	555
线胀系数(与20℃之间) $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	—	12.06	12.61	13.25	13.83	14.13

温度/℃	96	195	295	338	487
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	47.0	47.7	44.3	40.8	37.7

临界温度（近似值）/℃			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
725	760	720	690

3）力学性能（表 5.3-87～表 5.3-90）

表 5.3-87 50号钢室温拉伸性能

热处理	σ_s	σ_b	δ	ψ	a_{KV}	HB
	MPa		%		/J·cm^{-2}	
850℃正火	418	661	29	53	53	183
GB/T 699—1999	≥					退火态
	375	630	14	40	39	≤207

表 5.3-88 50号钢低温冲击性能

化学成分/%					力学性能											
										a_K（在下列温度（℃））/J·cm^{-2}						
C	Si	Mn	S	P	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_{10} /%	ψ /%	σ_{-1} /MPa	-80	-50	-20	0	20	50	100
0.48	0.08	0.97	0.047	0.030	676	344	18.6	42.3	269	10	17	27	39	47	63	79
0.46	0.13	0.78	0.048	0.029	645	318	19.3	40.7	258	9	12	23	33	41	50	69
0.47	0.23	0.98	0.039	0.030	681	364	18.8	43.7	285	7	8	13	250	39	56	73

表 5.3-89 50号钢疲劳性能

试样状态	力学性能					循环次数	σ_{-1} /MPa	σ_{-1K} /MPa
	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB			
850℃水淬，550℃回火，水冷①	882	690	13.6	—	—	1×10^7	421	235③
850℃正火①	678	392	20.0	—	—	—	294	176③
925℃正火②	621	324	26.5	39.5	164	—	227	—
785℃油淬，315℃回火②	873	557	11.5	52.0	—	—	468	—



续表 5.3-89

试样状态	力学性能					循环次数	σ_{-1} /MPa	σ_{-1K} /MPa
	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB			
785℃油淬，425℃回火②	839	543	11.5	51.0	—	—	441	—
870℃油淬，760℃回火②	590	359	23.5	55.3	125	—	255	—

① 试验用钢（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.27，Mn 0.73，S 0.024，P 0.025；δ_{10}。
② 试验用钢（质量分数）(%)：C 0.40，Si 0.12，Mn 0.46，S 0.029，P 0.017。
③ 试样缺口处直径 = 8 mm，缺口半径 = 0.75 mm。

表 5.3-90　50 号钢高温蠕变性能

试验温度/℃	400	450	500	550
$\sigma_{1/10000}$/MPa	147	83	43	23
$\sigma_{1/100000}$/MPa	103	56	27	13

注：试验用钢：w(C) = 0.50%；退火状态，HB = 170。

4）工艺性能　50 号钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180 ~ 1 200℃，终止温度为 800 ~ 850℃，随后空冷，直径大于 ϕ300 mm 缓冷。一般不宜焊接。切削性能较差，正火态相对切削性能约为 50%，调质态约为 35%。淬透性较低，淬硬层极脆，淬火时应根据尺寸大小及形状决定油淬或水淬，淬后应及时回火。

5）热处理工艺参数（表 5.3-91）

表 5.3-91　50 号钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	淬火	回火
加热温度/℃	810 ~ 830	820 ~ 870	820 ~ 850	随需要而定
冷却	炉冷	空冷	水或油	空冷

(11) 55 号钢

55 号钢为高强度中碳钢，经热处理后具有高强度和硬度。塑性和韧性较差，切削性能中等，焊接性不好，淬透性差，水淬具有形成裂纹的倾向。一般正火或淬火回火后使用，用于制造要求较高强度和耐磨性或弹性、动载荷及冲击负荷不大的零件。

1）相关标准（表 5.3-92）

2）物理性能（表 5.3-93）

表 5.3-92　55 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

表 5.3-93　55 号钢物理性能参数

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	217	213	207	202	196	184	—	—
切变模量 G/GPa	85.3	84.30	82.30	78.40	75.50	71.50	—	—
泊松比 μ	0.272	0.263	0.256	0.287	0.298	0.285	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	46	45	44	41	38	37	—	—
热扩散率 a/10^{-6}m^2·s^{-1}	12.5	11.4	10.7	9.30	8.20	7.60	—	—
比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	—	497	503	522	537	548	—	—
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6} K^{-1}	—	9.99	12.20	13.20	13.80	14.30	14.60	14.90

临界温度（近似值）/℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
727	774	755	690



3）力学性能（表 5.3-94 ~ 表 5.3-97）

表 5.3-94 55 号钢室温拉伸性能

热处理规范	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB
	MPa		%			
正火：840℃ 淬火：820℃ 回火：600℃	627	834	21	61	41	269
GB/T699—1999	380	645	13	35		

表 5.3-95 55 号钢低温冲击韧度

化学成分（质量分数）/%					试样状态	a_K（在下列温度（℃））/J·cm^{-2}					
C	Si	Mn	S	P		-50	-20	0	20	50	100
0.52	0.15	0.90	0.029	0.046	热轧	9	11	14	20	31	44
0.56	0.05	0.77	0.035	0.029	热轧	10	14	19	24	32	46
0.59	0.21	0.94	0.042	0.031	热轧	13	18	21	26	31	42

表 5.3-96 55 号钢疲劳性能

试样状态	力学性能								
	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	τ_b/MPa	τ_s/MPa	σ_{-1}/MPa	τ_{-1}/MPa
840℃退火	680	329	24.0	42	193	238	207	288	151
790℃水淬，650℃回火	766	578	22.0	57	227	—	361	378	219

表 5.3-97 55 号钢高温蠕变性能

试验温度/℃	400	450	500	550
$\sigma_{1/10\,000}$/MPa	147	83	43	(23)
$\sigma_{1/100\,000}$/MPa	103	56	27	(13)

注：试验用钢（质量分数）（%）：C 0.52，Si 0.24，Mn 0.56，S 0.029，P 0.037。

4）工艺性能 55 号钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180 ~ 1 200℃，终止温度大于 800℃。焊接性和冷变形性差。切削加工性能中等，相对切削性能约为 50%。淬透性差，一般正火或淬火回火后使用。

5）热处理工艺参数（表 5.3-98）

表 5.3-98 55 号钢热处理工艺参数

项目	退火	高温回火	正火	淬火	淬火	回火
加热温度/℃	770 ~ 810	680 ~ 720	810 ~ 860	790 ~ 830	820 ~ 850	400 ~ 650
冷却	炉冷	空气	空气	水冷	油冷	空气

（12）60 号钢

60 号钢为亚共析钢，是介于中碳和高碳之间的碳素结构钢。其强度、硬度和弹性均很高，但冷变形塑性低，切削性差，焊接和淬透性也差。水淬有产生裂纹倾向。小型零件淬火，大型零件采用正火。用于受力大摩擦条件下，强度要求高、具有耐磨性和一定弹性的零件。

1）相关标准（表 5.3-99）

表 5.3-99 60 号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3206—1996《优质碳素结构钢丝》
	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-100）

3）力学性能（表 5.3-101 ~ 表 5.3-105 和图 5.3-9、图 5.3-10）

表 5.3-100 60 号钢物理性能

项目 \ 温度/℃	室温	100	200	300	400	500	600	700
弹性模量 E/GPa	212	209	205	199	192	182	—	—
切变模量 G/GPa	84.0	82.0	80.0	79.0	76.0	72.0	—	—
泊松比 μ	0.264	0.268	0.275	0.268	0.272	0.271	—	—
热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$	47.0	43.0	42.0	40.0	39.0	37.0	—	—
热扩散率 α/10^{-6}m^2·s^{-1}	12.5	10.7	10.0	9.0	8.4	7.6	—	—
比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$	—	494	504	517	532	760	—	—
线胀系数（与 20℃之间）α_l/10^{-6}K^{-1}	—	9.6	11.5	12.6	13.3	13.9	14.3	14.5

临界温度（近似值）/℃			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}
727	766	743	690

密度/g·cm^{-3}	7.85

表 5.3-101　60 号钢室温拉伸性能

热处理	σ_s	σ_b	δ_5	ψ	A_{KV}/J	HB	
	MPa		%				
820℃水淬，600℃回火	949	1 058	15	51	49		
GB 699—88	≥					≤	
	400	675	12	35		255	229

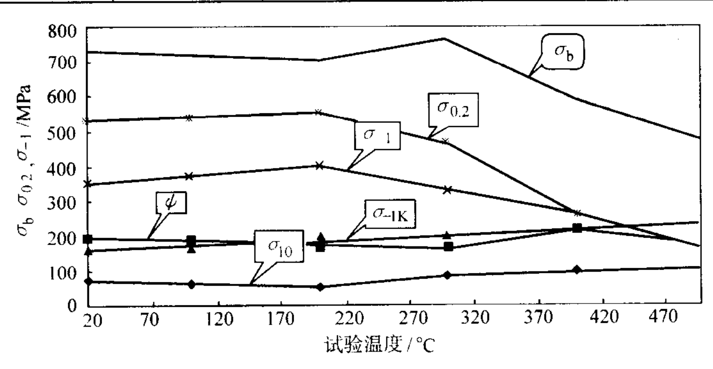


图 5.3-9　60 号钢高温力学性能

试验用钢 w（C）=0.60%，w（Mn）=0.60%；调质后 σ_B = 720 MPa，$\sigma_{0.2}$ = 520 MPa，δ_{10} = 17%，ψ = 60%

表 5.3-102　60 号钢低温拉伸性能

试验温度/℃	+10	−25	−40
σ_b/MPa	709	762	784
$\sigma_{0.2}$/MPa	513	519	519
δ_{10}/%	20.0	21.2	23.2

注：试验用钢成分（质量分数）：C=0.60%，Mn=0.60%，调质状态。

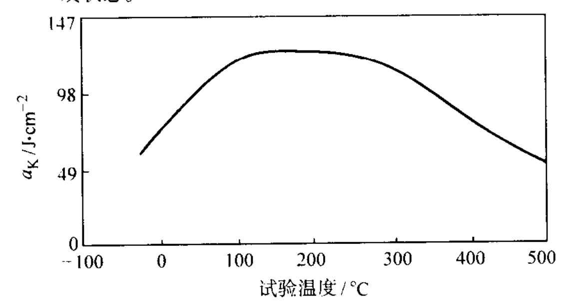


图 5.3-10　温度对 60 号钢冲击韧度的影响

试验用钢成分（质量分数）：C=0.60%，Mn=0.60%；调质处理；夏氏试样缺口深度 3 mm

表 5.3-103　60 号钢淬火态硬度

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	HRC（中心）	HRC $\left(\frac{1}{2}R\right)$	HRC（表面）
12.5	899℃正火，843℃油中淬火	35	37	59
25.0		30	32	34
50.0		25	27.5	30.5
100.0		24	26	29

表 5.3-104　60 号钢高温蠕变性能

试验温度/℃	300	400	500
$\sigma_{1/3000}$/MPa	510	196	98

注：试验用钢成分（质量分数）：C 0.61%；调质状态。

4）工艺性能　60 号钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180～1 200℃，终止温度大于 800℃，随后空冷。冷加工变形塑性低。焊接性能差，一般不宜焊接。切削性能差（仅为低碳钢的 45%）。淬透性低，淬硬层极脆，应根据实际情况确定是油淬或水淬，淬火后应及时回火。

5）热处理工艺参数（表 5.3-106）

表 5.3-105　60 号钢疲劳性能

力学性能				试验温度/℃	疲劳强度/MPa					
					$N=5\times10^5$		$N=10^6$		$N=10^7$	
σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_{10}/%	ψ/%		σ_{-1}	σ_{-1K}	σ_{-1}	σ_{-1K}	σ_{-1}	σ_{-1K}
709	513	20.0	61	20	384	201	373	185	328	162
762	542	21.2	61	−25	434	250	412	230	—	—
794	544	23.4	61	−40	474	224	447	206	—	—

注：试验用钢　C 0.60%，Mn 0.6%；淬火及回火；光滑试样直径 15 mm，缺口试样直径 14 mm，缺口深度 3.5 mm，角度 45°。

表 5.3-106　60 号钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	770～810	800～850	680～720	780～830	400～650
冷却	炉冷	空气	空气	水或油	空气



(13) 65号钢

65号钢为优质高碳结构钢，经适当热处理，强度和弹性均很高。大尺寸部件淬火易产生裂纹，故应正火处理。小零件可采用淬火。对回火脆性不敏感。切削性较差。用于制造强度和弹性要求较高的零部件。

1) 相关标准（表5.3-107）

表 5.3-107　65号钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3型镀锌金属软管》

续表 5.3-107

品种	技术标准
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于700 mm连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	GB/T 3522—83《优质碳素结构钢冷轧钢带》
	GB/T 8749—1988《优质碳素结构钢热轧钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2) 物理性能（表5.3-108）

表 5.3-108　65号钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				定压比热容 c_p（在0℃与下列温度间）/J·(kg·K)$^{-1}$				热导率 λ（在下列温度）/W·(m·K)$^{-1}$				密度 ρ /g·cm^{-3}	弹性模量 E/MPa	切变模量 G/GPa
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	200℃	400℃	600℃	100℃	200℃	400℃	500℃			
727	752	730	696	481.48	485.67	523.35	573.59	67.41	52.34	36.01	30.56	7.81	206	79

线胀系数 α_l（在20℃和下列温度间）/$10^{-6}K^{-1}$

50℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃
10.74	11.04	11.57	12.31	13.16	13.84	14.20	14.65	14.68

注：试验用钢（质量分数）(%)：C 0.65，Si 0.09，Mn 0.12，S 0.03，P 0.01。

3) 力学性能（表5.3-109～表5.3-111）

表 5.3-109　65号钢室温拉伸性能

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_p /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB
25	正火	≥706	≥40	—	≥12	≥35	
	退火						≤220
	热轧状态	≥647	≥38	—	≥10	≥30	≤255
<12	830℃油淬，380℃回火	≥980	≥784		(δ_{10}) 9	35	—
	820℃正火①	822	417	386	(δ_4) 10	33	—
	820℃退火②	809	417	386	(δ_4) 22	33	—
	820℃油淬，600℃回火②	959	577	540	(δ_4) 10	42	—
	冷轧弹簧线材0.3～6.0 mm②	1 370～3 135②	—	—	—	—	—
	冷轧钢带0.1～3.0 mm②	735～1 125②	—	—	—	—	—

① 试验用钢（质量分数）(%)：C 0.66，Si 0.19，Mn 0.12。
② 最大值相当于最小直径或厚度的试样的强度。

表 5.3-110　65号钢冲击韧度

试验温度/℃	a_K/J·cm^{-2}		试验温度/℃	a_K/J·cm^{-2}	
	无缺口试样	带缺口试样		无缺口试样	带缺口试样
600	>293	68	20	>134	6
515	>293	69	-20	48	5
400	>293	53	-100	20	5
310	—	35	-160	—	—



续表 5.3-110

试验温度/℃	a_K/J·cm^{-2}		试验温度/℃	a_K/J·cm^{-2}	
	无缺口试样	带缺口试样		无缺口试样	带缺口试样
200	>293	15	-183	17	—
100（%）	>213	5	—	—	—

注：试验用钢（质量分数）(%)：C 0.64，Si 0.54，Mn 0.90；800℃油淬，400℃回火。

表 5.3-111　65 号钢疲劳性能

力学性能			循环次数	σ_{-1}/MPa
σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%		
773	353	17	—	296

4）工艺性能　65 号钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 050 ~ 1 100℃，终止温度为 800 ~ 850℃，随后空冷。不宜焊接。应根据具体情况选择热处理油淬或水淬。切削性能较差，相对切削性能为 45%。

5）热处理工艺参数（表 5.3-112）

表 5.3-112　65 号钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火	等温淬火
加热温度/℃	790 ~ 810	800 ~ 840	600 ~ 680	780 ~ 830	根据要求选定温度	850 ~ 870
冷却	炉冷	空冷	空冷	油或水	空冷	450 ~ 530℃（铅淬）

（14）15Mn 钢

15Mn 钢是高锰低碳渗碳钢，性能与 15 号钢相似，其淬透性、强度和塑性比 15 号钢高。钢经渗碳或氰化后能得到硬表面层而韧性不变，中心强度还相当高。经渗碳与淬火形成的软点比 15 号钢少的多。其切削加工性能比 15 号钢好。焊接性能高。用于制造中心部分的力学性能要求较高且需渗碳的零件。

1）相关标准（表 5.3-113）

表 5.3-113　15Mn 钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	CB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理性能　（表 5.3-114）

表 5.3-114　15Mn 钢相关物理性能

临界温度（近似值）/℃				线胀系数 α_l（在下列温度之间）/10^{-6}K^{-1}									密度 /g·cm^{-3}
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	20 ~ 100℃	20 ~ 300℃	20 ~ 600℃	100 ~ 200℃	200 ~ 300℃	300 ~ 400℃	400 ~ 500℃	500 ~ 600℃	600 ~ 700℃	7.82
735	863	840	685	12.3	13.2	14.9	12.9	14.2	15.9	16.2	16.5	16.8	

3）力学性能（表 5.3-115 ~ 表 5.3-117，图 5.3-11）

表 5.3-115　15Mn 钢室温力学性能

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB
25	920℃正火	≥410	≥245	≥25	≥55	—
25	热轧	—	—	—	—	≤163
60 以下	冷轧	≥490	—	≥7.5	≥40	≤207
	退火	≥392	—	≥21	≥50	≤163

表 5.3-116　15Mn 钢低温拉伸性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_{10}/%
20	500	376	30.9
-10	526	389	33.9
-40	563	476	30.8
-70	291	507	34.7
-100	640	600	33.7

注：试验用钢（质量分数）(%) C 0.19，Si 0.24，Mn 0.71，S 0.035，P 0.052。

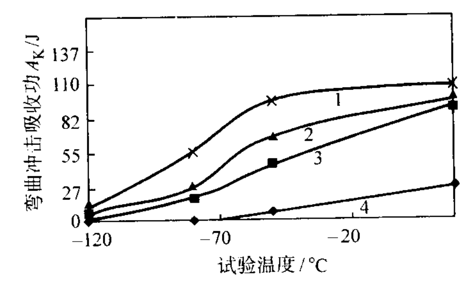


图 5.3-11　低温冲击吸收功

试验用钢（质量分数）(%)：C 0.15 ~ 0.25%，Si 0.15 ~ 0.35%，Mn 0.71 ~ 1.0%

1—钢管直径 44 mm，壁厚 12 mm；2—板材，厚 16 mm；3—板材，厚 38 mm；4—棒材，（方）175 mm × 175 mm

表 5.3-117　15Mn 钢高温蠕变性能

试验温度/℃	400	500
$\sigma_{1/1000}$/MPa	127	34

注：试验用钢　w（C）= 0.10%，w（Mn）= 0.10%；退火状态。



4）工艺性能　15Mn钢热加工性能良好，起始热加工温度为1 180～1 250℃，终止温度为800～850℃，随后堆冷。

5）热处理工艺参数（表5.3-118）

表5.3-118　15Mn钢热处理工艺参数

项目	正火	高温回火	淬火	回火	渗碳	淬火	回火	氰化	淬火	回火
加热温度/℃	900～950	680～720	850～900	450～650	880～920	780～800	180～200	840	840	180～200
冷却	空气	空气	水、油	空气	—	水、油	空气	—	水、油	空气

（15）20Mn钢

20Mn钢高锰低碳渗碳钢，其性能和用途与15Mn钢相似。

1）相关标准（表5.3-119）

表5.3-119　20Mn钢相关技术标准

品种	技术标准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》

续表5.3-119

品种	技术标准
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于700 mm连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	TB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理性能（表5.3-120）

表5.3-120　20Mn钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				线胀系数α_l（在20℃和下列温度间）/$10^{-6}K^{-1}$			密度/$g\cdot cm^{-3}$
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	100℃	300℃	600℃	7.81
735	854	835	682	12.3	13.2	14.9	

3）力学性能（表5.3-121～表5.3-124）

表5.3-121　20Mn钢室温力学性能

热处理用毛坯/mm	试样状态	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/$J\cdot cm^{-2}$	数据来源
25	正火	≥461	≥274	≥23	≥50	—	YB4—59
19	890℃水淬，425℃回火，油冷	938	875	6.4	67.4	66	
60	890℃水淬，425℃回火，油冷	565	437	17	78	>118	
19	890℃水淬，450℃回火，油冷	870	788	7.8	67.1	112	
60	890℃水淬，450℃回火，油冷	560	417	16.7	72.1	>118	

表5.3-122　20Mn钢高温力学性能

试验温度/℃	260	370	480	590	50	300	500
σ_b/MPa	500	412	235	137	—	—	—

表5.3-123　高温蠕变性能

试验温度/℃	400	500
$\sigma_{1/10000}$/MPa	约127	34

注：试验用钢（质量分数）（%）：$w_C=0.10$，$w_{Mn}=0.10$；退火状态。

表5.3-124　20Mn钢低温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	a_K/$J\cdot cm^{-2}$
-40	563	476	30.8	—
-100	640	598～627	33.7	—
-140	710	735～510	27	—
-183	774	911～725	12.7	
-20	—	—	—	139
-40	—	—	—	123
-70	—	—	—	12

注：试验用钢（质量分数）（%）：C 0.19，Si 0.24，Mn 0.71，S 0.035，P 0.032；20℃时，σ_b = 510 MPa，σ_s = 384 MPa，δ_5 = 30.9%。

4）工艺性能　20Mn钢热加工性能良好，起始热加工温度为1 180～1 250℃，终止温度为800～850℃，随后堆冷。焊接性能良好。切削加工性能较差，为改善切削加工性能，易选用冷拉材或进行正火处理。淬透性较低，渗碳性能良好。

5）热处理工艺参数（表5.3-125）



表 5.3-125　20Mn 钢热处理工艺参数

项目	高温回火	正火	淬火	回火	渗碳	淬火	回火	氰化	淬火	回火
加热温度/℃	680 ~ 720	900 ~ 950	850 ~ 900	450 ~ 650	880 ~ 920	780 ~ 800	180 ~ 200	840	840	180 ~ 200
冷却	空气	空气	水	空气	—	水、油	空气	—	水、油	空气

（16）30Mn 钢

30Mn 钢的强度与淬透性比相应的碳钢高，焊接性能中等，冷变形塑性尚可，切削性能良好，有回火脆性倾向。锻后要立即回火。一般在正火状态下应用。

1）相关标准（表 5.3-126）

表 5.3-126　30Mn 钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》

续表 5.3-126

品种	技 术 标 准
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-127）

表 5.3-127　30Mn 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				定压比热容 c_p（在下列温度之间）/J·(kg·K)$^{-1}$						
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	300℃	400℃	500℃	550℃	610℃	625℃	650℃
734	812	796	675	544.28	598.71	762.10	929.47	2 775.85	803.87	686.64
定压比热容 c_p（在下列温度之间）/J·(kg·K)$^{-1}$			热导率 λ（在下列温度）/W·m^{-1}·K^{-1}					线胀系数（在下列温度）α_l/10^{-6}K^{-1}		
700℃	800℃	900℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	100℃	200℃	300℃
648.95	657.33	657.33	75.36	64.48	52.34	43.96	37.97	5 275.37	5 819.65	6 112.73

线胀系数（在下列温度）α_l/10^{-6}·K^{-1}					密度/g·cm^{-3}	弹性模量（在下列温度）E/GPa	
400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	7.81	20℃	20℃
15.0	15.5	15.6	14.8	19.0		206①	204②

① w_C = 0.33%，w_{Mn}0.72%；925℃正火，σ_b = 583 MPa。

② w_C = 0.30%，w_{Mn}1.0%；850℃油淬，600℃回火，σ_b = 635 MPa。

3）力学性能（表 5.3-128 ~ 表 5.3-132）

表 5.3-128　30Mn 钢室温力学性能

热处理用毛坯尺寸/mm	试样状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB	数据来源
φ25	正火	≥539	314	20	45	98	—	YB4—59
—	热轧	—	—	—	—	—	217	YB4—59
—	退火	—	—	—	—	—	187	YB4—59
φ25	880℃正火	539	284	15	45	—	—	

表 5.3-129　30Mn 钢高温力学性能

试样状态	试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_K/J
—	20	635	330	29.2	45.9	145①
	100	592	308	20.6	—	200
870℃、正火	60	—	—	—	—	116②
	95	—	—	—	—	134
	150	—	—	—	—	123

① 用钢成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.17，Mn 1.01，S 0.042，P 0.033。

② 用钢成分（%）：C 0.35，Si 0.26，Mn 0.77，S 0.023，P 0.020。

表 5.3-130 30Mn 钢低温力学性能

试样状态	试验温度/℃	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
—	室温 0 -20	635 663 715	330 341 371	29.2 22.2 19.9	45.9 — —	145① 145 136
870℃，正火	-20 -70	— —	— —	— —	— —	34② 16

① 化学成分（质量分数）(%)：C 0.31，Si 0.17，Mn 1.01，S 0.042，P 0.033。
② 化学成分（质量分数）(%)：C 0.35，Si 0.26，Mn 0.77，S 0.023，P 0.020。

表 5.3-131 30Mn 钢疲劳性能

化学成分（质量分数）/%					力学性能		循环次数	σ_{-1} /MPa	σ_{-1K} /MPa
C	Si	Mn	S	P	σ_b/MPa	a_K/J·cm^{-2}			
0.33 0.31	0.39 —	1.06 0.89	0.04 —	0.031 —	577 559	86 75	5×10^6 5×10^6	240① —	— 186②

① 光滑试样：$d=10$ mm，$l=99$ mm。
② 带缺口试样：$d=10$ mm，$l=99$ mm，缺口深 2 mm，角度 60°。

表 5.3-132 30Mn 钢高温蠕变性能

试样状态	试样温度/℃	450	500	550
810℃退火	$\sigma_{1/100000}$/MPa	86	54	22
910℃正火，600℃回火	$\sigma_{1/100000}$/MPa	88	71	36

注：试验用钢（质量分数）(%)：C 0.29，Mn 1.05。

4）工艺性能 热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180～1 250℃，终止温度为 800～850℃，随后堆冷。可以焊接，但应采取预热及焊后热处理。切削性能与 30 号钢相仿。淬透性介于 30 号钢和 40 号钢之间。

5）热处理工艺参数（表 5.3-133）。

表 5.3-133 30Mn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	850～900	900～950	680～720	850～900	随需要而定
冷却	炉冷	空气	空气	水，油	空气

(17) 40Mn 钢

40Mn 钢可以在正火状态下使用，也可以在淬火与回火状态下应用。钢的切削性能好。冷变形塑性中等。焊接性能不良。用于制造承受疲劳负荷的零件。

1）相关标准（表 5.3-134）

表 5.3-134 40Mn 钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞丝用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-135）

3）力学性能（表 5.3-136～表 5.3-139）

表 5.3-135 40Mn 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃				定压比热容（在下列温度之间）c_p/J·(kg·K)$^{-1}$				热导率（在下列温度）λ/W·(m·K)$^{-1}$			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r3}	A_{r1}	50～100℃	200～250℃	300～350℃	450～500℃	100℃	200℃	400℃	500℃
726	790	768	689	485.67	527.54	569.41	648.95	59.45	53.17	46.89	23.86

线胀系数（在下列温度）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$									密度 ρ /g·cm^{-3}	弹性模量（在下列温度）E/GPa		
20～100℃	20～100℃	20～600℃	100～200℃	200～300℃	300～400℃	400～500℃	500～600℃	600～700℃	7.81	-80℃	-40℃	15℃
9.4	9.4	14.3	12.0	14.3	15.3	16.4	17.1	15.8		204	205	200

3）力学性能

表 5.3-136　40Mn 钢室温力学性能

钢号	热处理毛坯尺寸/mm	热处理	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}	HB	数据来源
40Mn	ϕ25	正火	≥355	≥590	≥17	≥45	≥59①	—	GB 699—1999
	ϕ32	860℃正火	383	664	23	—	—	—	实测
	ϕ200	860℃正火	333	634	23	—	—	—	

① 试样调质处理。

表 5.3-137　40Mn 钢低温力学性能

试验温度/℃	450℃
$\sigma_{1/1000}$/MPa	165
$\sigma_{1/10000}$/MPa	115
$\sigma_{1/100000}$/MPa	78

注：试验用钢（质量分数）（%）　C0.41，Si0.21，Mn0.92；热轧状态。20℃时，σ_b = 640 MPa，σ_s = 300 MPa，δ_5 = 28%，ψ = 46.4%；在 450℃时，σ_b = 500 MPa，δ_5 = 27%，ψ = 70%。

表 5.3-138　40Mn 钢高温蠕变性能

试验温度/℃	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}
15	476	354	26.9	62.5	73
-40	508	355	28.0	62.9	5
-80	537	416	28.4	55.3	5
-180	—	—	—	—	4

注：1. 试验用钢（质量分数）（%）　C0.39，Si0.33，Mn0.78，P0.041，Cr0.1，热轧状态，夏氏冲击试样。

2. 数据中 -40℃时，a_K 值之所以急剧降至 5 J/cm^2，可能是停轧温度较高，晶粒较粗的缘故。

表 5.3-139　40Mn 钢疲劳性能

试 样 状 态	力学性能					σ_{-1} /MPa≤	σ_{-1K} /MPa≤
	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_{10} /%	ψ /%	a_K /J·cm^{-2}		
800℃水淬，未回火	1 370	843	5.2	36	51	446	353
800℃水淬，380℃回火 1 h，空冷	1 160	1 115	6.1	54	80	515	273
800℃水淬，515℃回火 1 h，空冷	890	794	11.8	64	98	400	283
800℃水淬，570℃回火 1 h，空冷	794	657	13.1	67	140	368	268
800℃水淬，650℃回火 1 h，空冷	715	627	15.3	70	141	328	273
800℃，700 水淬℃回火 1 h，空冷	539	265	20.5	74	79	216	210

试验用钢（质量分数）（%）　C0.42%，Si0.16%，Mn0.74%，S0.024%，P0.017%。

4）工艺性能　40M 钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180 ~ 1 200℃，终止温度为 800 ~ 850℃，随后堆冷。冷变形塑性低，可以焊接，但应采用预热及焊后热处理。切削性能中等。

5）热处理工艺参数（表 5.3-140）。

表 5.3-140　40Mn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	820 ~ 860	850 ~ 900	680 ~ 720	820 ~ 860	500 ~ 700
冷却	炉冷	空气	空气	水，油	—

（18）50Mn 钢

50Mn 钢的强度、弹性、硬度均高，多在淬火与回火后应用。特殊情况下，可在正火条件下使用。焊接性差。用于制造耐磨性要求很高、在高负荷作用下的热处理零件。

1）相关标准（表 5.3-141）

表 5.3-141　50Mn 钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》

续表 5.3-141

品种	技 术 标 准
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-142）

3）力学性能（表 5.3-143 ~ 表 5.3-146）

表 5.3-142 50Mn 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			定压比热容（在下列温度）c_p/J·（kg·K）$^{-1}$							热导率（在下列温度）λ/W（m·K）$^{-1}$			
A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	300℃	400℃	500℃	600℃	625℃	640℃	650℃	200℃	300℃	400℃	500℃
720	760	660	561.03	640.58	787.12	1 122.06	1 695.65	3 441.55	795.49	38.52	37.68	35.59	0.082
线胀系数（在20℃和下列温度之间）α_l/10^{-6}·K^{-1}			密度 ρ /g·cm^{-3}	切变弹性模数（在下列温度）G/GPa				弹性模量（在下列温度）E/GPa					
100℃	300℃	600℃		20℃	100℃	300℃	500℃	20℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃
11.1	12.9	14.6	7.81	84.5	83	81	75	200	196	193	176	169	150

表 5.3-143 50Mn 钢室温力学性能

钢号	钢材尺寸/mm	热处理	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ_5/%	ψ/%	a_K/J·cm^{-2}
50Mn	ϕ25	正火	≥390	≥645	≥13	≥40	≥39①
	ϕ89	820℃正火	519	790	16		
	ϕ28.5	850℃水淬，600℃回火	572	873	18	45	

① 试样调质处理。

表 5.3-144 50Mn 钢低温冲击韧度

试验温度/℃	室温	-20	-40	-50	-80
a_K/J·cm^{-2}	78	63	47	39	31

试验用钢、热处理用毛坯 ϕ30 mm，850℃正火，660℃回火，空冷，840℃水淬，560～580℃回火，水冷，室温时，σ_b = 820 MPa，σ_s = 560 MPa；夏氏冲击试样。

表 5.3-145 50Mn 钢疲劳性能

试样状态	力学性能 σ_b/MPa	力学性能 σ_p/MPa	循环次数	σ_{-1} /MPa≤
淬火回火，水冷	666	353	1×10^5	417
淬火回火，水冷	666	353	1×10^5	333

表 5.3-146 50Mn 钢高温蠕变性能

试样温度/℃	450°	500°	550°
$\sigma_{1/100000}$/MPa	90	59	36

试验用钢(质量分数)(%) C0.50，Si0.17，Mn1.04；800℃退火。

4）工艺性能 50Mn 钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 180～1 200℃，终止温度为 800～850℃，随后堆冷。不宜焊接，如果需要焊接要采用必要措施。切削加工性能较差。淬透性较低。

5）热处理工艺参数（表 5.3-147）。

（19）60Mn 钢

60Mn 钢强度较高、淬透性较碳素弹簧钢好，脱碳倾向小。有过热敏感性，易产生淬火裂纹，并有回火脆性。切削加工性较好。适合于大尺寸的弹性零件。

1）相关标准（表 5.3-148）

表 5.3-147 50Mn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	调质 淬火	调质 回火
加热温度/℃ 冷却方式	810～830 炉冷	840～870 空冷	780～840 水淬或油淬	根据需要决定加热温度及冷却方式

表 5.3-148 60Mn 钢相关技术标准

品种	技 术 标 准
棒材	GB/T 3078—1994《优质结构钢冷拉钢材》
板材	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
管材	GB/T 3092—1993《低压流体输送用焊接钢管》
	GB/T 3091—1993《低压流体输送用镀锌焊接钢管》
	GB/T 3640—1988《普通碳素钢电线套管》
	GB/T 3641—1983《P_3 型镀锌金属软管》
丝材	GB/T 3082—1984《铠装电缆用镀锌低碳钢丝》
	GB/T 3428—1997《钢芯铝绞线用镀锌钢丝》
	GB/T 5223—1995《预应力混凝土用钢丝》
	YB/T 4026—1991《网围栏用镀锌钢丝》
带材	GB/T 15392—1994《宽度小于 700 mm 连续热镀锌钢带》
	GB/T 711—1988《优质碳素结构钢热轧厚钢板和宽钢带》
	YB/T 5064—1993《自行车链条用冷轧钢带》

2）物理化学性能（表 5.3-149）

表 5.3-149 60Mn 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃					定压比热容（在下列温度）c_p/J·kg^{-1}·K^{-1}				线胀系数（在25℃和下列温度）α_l/10^{-6}K^{-1}		
A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	100℃	200℃	400℃	600℃	100℃	300℃	600℃
727	765	741	689	270	481.48	485.67	527.54	573.59	11.1	12.9	14.6

密度 ρ/g·cm^{-3}	弹性模量 E（在下列温度）①/GPa			切变弹性模数 G（在下列温度）①/GPa			
	400℃	500℃	550℃	400℃	450℃	500℃	550℃
7.81	204	205	207	80	81	81	81

① 均系 950℃淬火油冷。



3）力学性能（表 5.3-150～表 5.3-152）

表 5.3-150　60Mn 钢室温力学性能

热处理用毛坯尺寸/mm	取样部位	试样状态	σ_b /MPa	σ_s /MPa	δ_5 /%	ψ /%	HB
		正火	≥715	≥410	≥11	≥35	—
		热轧	—	—	—	—	≤269
		退火	—	—	—	—	≤229
25	中心	840℃正火	686	372	9	35	—
0.5～2.5		冷轧	1 765～1 560	—	25～5	20～5	—

表 5.3-151　60Mn 钢疲劳性能

试 样 状 态 热处理	σ_{-1} /MPa
950℃油淬，400℃回火	725
950℃油淬，450℃回火	632
950℃油淬，500℃回火	586
950℃油淬，550℃回火	581

注：试验用钢（质量分数）（%）：C0.60，Si0.21，Mn0.77，Cr0.09，Ni0.08，P0.017。

表 5.3-152　60Mn 钢低温冲击韧度

热处理	a_K/J·cm^{-2}（在下列温度时）			
	0℃	-20℃	-40℃	-70℃
热轧后	17	12	9	9
水淬后 650℃回火	69	27	24	12

注：试验用钢：冲击试样 15 mm×15 mm×160 mm；缺口深 7 mm；圆角半径 1.5 mm。

4）工艺性能　60Mn 钢热加工性能良好，热加工起始温度为 1 050～1 100℃，终止温度为 800～850℃，随后堆冷。一般不宜焊接，切削加工性能较差，淬透性较低。

5）热处理工艺参数（表 5.3-153）

表 5.3-153　60Mn 钢热处理工艺参数

项目	退火	正火	高温回火	淬火	回火
加热温度/℃	800～840	830～870	680～720	780～840	300～600
冷却	炉冷	空气	空气	油	空气

6　钢号的选择原则与注意事项

钢材的选择应根据以下几方面要求：强度、韧性和时效敏感性、工艺性能、使用环境和工作条件，可参照第 2 章。

1）强度　强度包括屈服强度、抗拉强度、屈强比、比强度、疲劳极限等。提高强度可以降低结构自重，节约钢材。但是强度过高，相应会降低韧性。同时结构材料构件需要一定的刚度，即需要一定的截面积，不允许因高强度而缩减截面积。材料的强度选择是根据整体设计要求决定，过高的强度不能充分发挥其有利作用。

2）韧性和时效敏感性　韧性测量的重点是三维应力作用下塑性变形能力和所吸收能量的大小。有不同的度量指标，包括梅氏冲击韧度 a_K，夏氏 V 形缺口冲击韧度 C_V，脆性转折温度和无延性转折温度 *NDT*，断裂韧度 K_{IC}。临界裂缝尖端张开位移（*COD*）值 δ_c 等。为了避免结构材料的骤然脆性破坏，选用材料必须有足够的韧性储备。对于普碳钢屈服强度 500 MPa 以下时，采用冲击韧性和韧脆转变温度衡量即可。其室温或低温的冲击韧度 a_K 应不低于 30J/cm^2。重要结构应考虑其无延性转折温度。对于屈服强度大于 500 MPa 的钢，一般以临界裂缝尖端张开位移（*COD*）值 δ_c 做为比较依据。

时效敏感性与钢的韧性有密切关系，通常以时效后其冲击韧性降低的百分比来衡量时效敏感度，成为时效敏感系数。一般要求不大于 50%。对于焊接施工和要求进行冷塑性变形钢材是重要指标。时效敏感性能与钢材的屈服强度也有一定关系，尤其是控轧控冷轧制的钢材，都有一定的时效性，使用时应加以注意。

3）工艺性能　制造工程结构和设备的加工工艺是冷、热塑性加工和焊接，以及切削加工和热处理等。塑性变形和焊接性能与钢材的化学成分、洁净度、强度及韧性有关。尤其是碳含量较高的钢材强度偏高，弹性较高，成形难度大，尺寸不宜控制，焊接较困难，应给予充分重视。不同成分的优质碳素结构钢的应用都有其特殊性能要求，例如薄板，良好的冲压性是其关键指标；压力容器用中厚板，除钢的强度和伸长率外，冲击韧性则是主要性能指标；顶锻用钢要保证顶锻试验合格；用做工具和弹簧的高碳钢，硬度是主要指标保证，因此使用中应予以充分注意。

4）使用环境和工作条件　根据环境的不同选用钢种也应改变。北方地区应考虑钢材的低温性能和焊接施工等问题。南方地区应注重钢材的耐蚀性能等。优质碳素结构钢不能作为化学稳定性用钢来使用。

编写：杨忠民（钢铁研究总院）

第 4 章　碳素工具钢

1　概述

1.1　分类及特性

GB/T 13304—1991 规定非合金工具钢包括：①碳素工具钢 GB/T 1298 中的全部牌号（表 5.4-1）。② YB483 中的 T12A。③碳素中空钢 GB/T 1301 中的 ZKT8。碳素工具钢是高碳过共析钢、共析或亚共析钢。碳含量（质量分数）范围为 0.65% ~ 1.35%。其性能与冶炼、热加工工艺有关，但主要取决于碳含量。这类钢经热处理具有较高的硬度和耐磨性（表 5.4-2），但红硬性较差、淬透性低。为了提高钢的淬透性，一些钢中加入 0.40% ~ 0.60%（质量分数）的锰。一般用于制造低切削速度，并且加工硬度和强度不高的材料工具，以及形状简单、精度要求较低的量具、模具（表 5.4-3）。

碳素工具钢按用途可分为刃具钢、模具钢、量具钢、耐磨钢。按质量可分为优质钢（硫含量 < 0.030%，磷含量 < 0.035%）、高级优质钢（硫含量 < 0.020%，磷含量 < 0.025%）。

1）刃具钢　由于碳素工具钢淬透性低。淬硬层薄，心部硬度较低，仅用于制作手工工具和低速工具，例如锯条、车刀、丝锥、板牙、凿子和刨刀等。

2）模具钢　用于制造形状简单的冷作用冲头、拉丝模等。

3）量具钢　用于制造精密度不高的各种量规、卡规和样板等。

4）耐磨钢　用于制造高硬度、高耐磨的零部件。碳素工具钢经热处理后其硬度可达 55 ~ 65HRC 之间。

表 5.4-1　国际 GB/T 1298 中规定的碳素工具钢化学成分（质量分数）　%

牌号	C	Mn	Si	S	P
			≤		
T7	0.65 ~ 0.74	≤0.40	0.35	0.030	0.035
T8	0.75 ~ 0.84				
T8Mn	0.80 ~ 0.90	0.40 ~ 0.60			
T9	0.85 ~ 0.94	≤0.40			
T10	0.95 ~ 1.04				
T11	1.05 ~ 1.14				
T12	1.15 ~ 1.24				
T13	1.25 ~ 1.35				

注：1. 高级优质钢（牌号后加 "A"）硫含量（质量分数）不大于 0.020%，磷含量（质量分数）不大于 0.030%。
2. 原平炉冶炼的钢硫含量：优质钢不大于 0.035%；高级优质钢不大于 0.025%。
3. 钢中允许残余元素含量（质量分数）：铬不大于 0.25%；镍不大于 0.20%；铜不大于 0.30%。供制造铅浴淬火钢丝时，钢中残余元素含量：铬不大于 0.10%；镍不大于 0.12%；铜不大于 0.20%；三者之和不大于 0.40%。
4. 要求检验淬透性时，允许钢中加入少量合金元素。
5. 钢材和钢坯的化学成分允许偏差应符合表 5.1-1。

表 5.4-2　碳素工具钢的硬度

牌号	退火状态		试样淬火	
	硬度值 HB ≤	压痕直径 /mm ≥	淬火温度 /℃ 和冷却剂	硬度值 HRC ≤
T7	187	4.40	800 ~ 820 水	62
T8			780 ~ 800 水	
T8Mn				
T9	192	4.35	760 ~ 780 水	
T10	197	4.30		
T11	207	4.20		
T12				
T13	217	4.10		

注：1. 根据需方要求，经供需协议可规定退火硬度的上下限或较表中更低的退火硬度值。
2. 截面尺寸小于 5 mm 的退火钢材不进行硬度试验。根据需方要求可进行拉力或其他试验，指标由双方协议规定。
3. 需方能保证试样淬火硬度值符合表中规定，可不进行检验。

表 5.4-3　碳素工具钢的特点及用途

牌号	特性和用途
T7、T7A	具有较好的塑性和强度，能承受震动和冲击负荷，硬度适中时具有较大韧性。用作承受冲击负荷不大而且需要具有较高硬度及耐磨性的各种工具，例如锻模、凿子、锤、简单的铣头、金属剪切刀、扩孔钻、钢印、木工工具、风动工具、锯软金属及木料锯片（条）、切削铜用工具、制作铆钉及钉用工具、钻凿工具（如中空钢）、打印皮革用印模
T8、T8A	淬火加热时容易过热、变形也大，塑性及强度也比较低，不宜制造承受较大冲击的工具，但热处理后有较高的硬度及耐磨性，多用来制造切削韧口在工作时不变热的工具，或制造能承受震动和需有足够韧性且有较高硬度的工具，例如各种木工工具、风动工具、钳工装配工具、简单模具、冲头、钻、凿、斧、锯、改锥、机床顶针、剪铁皮用剪子、较钝的外科医疗用具、车工用工具、矿山凿岩钎子（中空钢）等
T8Mn、T8MnA	有较高的淬透性，能获得较深的淬硬层，可用于制造断面较大的木工工具，手锯条、煤矿用凿、石工用凿等
T9、T9A	用来制造有一定韧性且具有较高硬度的各种工具，例如冲模、冲头、木工工具、农机上的切割零件等，还可作凿岩用工具（中空钢），T9 还可作铸模的分流钉
T10、T10A	钢在淬火加热（800℃）时，不易过热，仍保持细晶粒组织，韧性较小，有较高的耐磨性。用于制造不承受冲击负荷而具有锋利刃口与少许韧性的工具，例如车刀、刨刀、拉丝模、丝锥、扩孔刃具、搓丝板、铣刀、货币压模，以及制造切削韧口在工作时不变热的工具，例如木工工具、手锯条、钻、切纸和切烟叶用刀具、硬岩石用钻子、锉刀、钳工用刮刀、刻纹用凿子、小型冲模等

续表 5.4-3

牌号	特性和用途
T11、T11A	具有较好的综合力学性能（例如硬度、耐磨性及韧性等），用于制造在工作时切削刃口不变热的工具，例如丝锥、锉刀、扩孔钻、板牙、刮刀、量规、切烟叶刀、断面尺寸小的冷切边模，冲孔模以及木工工具等
T12、T12A	这种钢用于碳含量高，淬火后有较多的过剩碳化物，因而耐磨性和硬度高，而韧性低。用于制造不受冲击负荷，切削速度不高，切削刃口不变热的工具，例如车刀、铣刀、刮刀、钻头、铰刀、扩孔钻、丝锥、板牙、切烟叶刀、锉刀以及断面尺寸小的冷切边模、冲孔模等
T13、T13A	是碳素工具钢中碳含量最高的钢种，硬度极高。由于碳化物数量增加和分布不均匀，故力学性能较低，不能承受冲击。用于制造硬金属切削工具、剃刀、刮刀、拉丝工具、锉刀、坚硬岩石加工用具、雕刻用工具等

1.2　在国民经济中的作用

工具钢虽然占钢的总产量一小部分，但由于工具在各类生产活动中对产品质量和生产效率具有至关重要作用，因此在国民经济中起着重要的作用。

模具、刃具、量具在工业生产中广泛使用的基础部分。尤其对机械工业的发展水平起到关键作用。现代制造业机械加工技术正朝着高、精、尖方向发展，对工具钢性能的要求不断提高。碳素工具钢的产量在三大工具钢（高速工具钢、合金工具钢、碳素工具钢）中最大，且质量要求高，是工具钢中的重要产品。

工业的不断发展，导致模具的用量日趋增多。用碳素工具钢制造的模具的用量也不断提高，同时也面临着新的技术要求和不断改进质量的问题。

碳素工具钢由于其硬度的限制只能制造手工工具和较低速度下使用的刃具，但是由于其应用范围广、消耗量大，其质量问题同样需要给予重视。

1.3　国内外现状

目前，各工业发达国家碳素工具钢的产量占钢总产量的0.5%左右。其中用于工具的比例约占50%。我国的碳素工具钢产量约占钢总产量的0.5%～0.8%。我国及世界各国的标准，对于碳素工具钢的冶炼方法没有限制。电弧炉冶炼和连铸生产在企业中已普遍使用，我国工具钢生产仍有模铸成坯。

工模具的生产趋向于集中生产，以利于生产出质量稳定、成本低和长寿命的产品。也出现冶金企业直接生产工模具的趋势，即直接进行冶金产品的深加工。为了降低生产成本，国际上大的联合钢铁生产企业已生产工具钢。我国碳素工具钢的生产主要以特钢厂为主，一些大的普钢企业也批量生产工具钢。

1.4　发展趋势和展望

随着冶金技术的迅速发展，碳素工具钢的产品质量和产量不断提高，品种规格不断扩大。新技术和新工艺的不断出现，使碳素工具钢的质量有了新进展。总结有以下几方面：

1）专业化生产　国内和国际的生产厂纷纷提出专业化生产的目标。生产厂的专业化生产可以提高质量降低成本。专业厂的品种相对集中，规格齐全，形成专业优势。

2）生产装备的不断现代化　冶炼方面普遍采用超高功率电炉加炉外精炼。在轧钢设备方面，对控轧控冷、高精度轧制和改善表面技术措施给予充分重视。

3）强化精整和检测　投入资金和技术，对坯料、轧制过程中和轧后等生产过程的产品表面质量、尺寸精度等进行检测和进一步加工。

2　合金元素在钢中作用

2.1　钢中的相

冶金厂供应的钢材，除热加工用途外，锻轧后要经过球化退火处理。退火后的组织是珠光体和碳化物。经过淬火处理后的组织是马氏体和残余碳化物。

2.2　合金元素对钢组织性能的影响

碳素工具钢中加入少量的锰，对钢的淬透性略有提高。碳素工具钢中的珠光体的球化退火程度对力学性能有很大影响。球化组织的硬度和强度较片状组织低，有利于切削加工，并获得良好的表面光洁度，同时可以提高塑性、韧性，可以减少最终热处理时的淬火变形和开裂倾向。球化组织是碳素工具钢制作各种工具的最佳原始组织。在共析成分附近的T7～T9较过共析钢T10～T13通常难以得到满意的球化组织，要严格控制退火温度。

碳素工具钢还存在石墨化问题。组织中一旦出现石墨，就无法用热加工或热处理予以消除，并显著降低工具寿命。钢中的碳含量增高，石墨化倾向增大；硅和铝都是促进石墨化元素；锻造温度过高而又缓冷等均可促进石墨化的发生。

过共析工具钢从奥氏体状态下缓冷，容易使碳化物沿奥氏体晶界呈网状析出，成为网状碳化物。组织中一旦出现网状碳化物其性能将变坏，淬火时易于发生变形和开裂，强度和塑性下降，制作刃具在使用时易在网状碳化物处崩刃。

碳素工具钢经过淬火＋低温回火形成回火马氏体组织，具有较好的综合力学性能。淬火马氏体的硬度随溶碳量的增大而升高。溶碳量 w_C 达到 0.6% 以后，钢的硬度可达 65HRC，继续增加碳含量，硬度不再提高。如果在高碳工具钢中有过剩碳化物存在，钢的耐磨性增高，而塑性和韧性有所降低。故应按照使用条件选择不同碳含量钢号。

3　钢的成形与加工

参看具体钢号。

4　钢的热处理与表面处理

参看具体钢号。

5　常用钢号化学成分、性能特点及用途

（1）T7、T7A 钢

T7、T7A 钢具有较好的韧性和硬度，切削性能稍差。用于制造需要较大韧性和一定硬度但对切削能力要求不高的工具。

1）物理性能（表 5.4-4）

表 5.4-4　T7、T7A 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃			热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$			密度
A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	20℃	100℃	300℃	ρ/g·cm^{-3}
730	770	700	4.396	4.396	4.19	7.83

2）力学性能（表 5.4-5）

表 5.4-5　T7、T7A 钢硬度

硬度				相成分/%			显微组织	
未退火		退火后		铁素体	碳化物	碳化物类型	未退火	退火
压痕直径/mm	HB	压痕直径/mm	HB					
3.6～4.0	285～229	≥4.4	≤187	90.3～88.9	9.7～11.1	Fe_3C	珠光体＋铁素体	球化体＋铁素体

3）工艺性能　T7、T7A 钢的加工性能良好，表 5.4-6 为热加工温度制度。钢的红硬性差，工作温度应低于 250℃，淬透性差，较大工具不能淬透，不适合于制造较大工具。淬火温度窄，淬火变形大，应严格控制温度防止过热、脱碳和变形。亚共析钢 T7、T7A 具有较好的塑性和强度，适合制造受冲击负荷的工具和切削软材料的工具。表 5.4-7 为淬火制度。

表 5.4-6　热加工温度

	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 100～1 150	1 080～1 120	850～750	空冷
钢坯	1 050～1 100	1 020～1 080	800～750	空冷

表 5.4-7　T7、T7A 钢淬火规范

方案	加热温度/℃	冷却				硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续	冷却到 20℃	
Ⅰ	800～830	水	20～40	至 200～250℃	油	61～63
Ⅱ		5%食盐水	20～40	至 200～250℃	油	61～63
Ⅲ		5%～10%碱水溶液	20～40	至 200～250℃	油	61～63
Ⅳ	810～840	锭子油或变压器油	20～40	至 20～40℃	—	60～63
Ⅴ		熔融硝盐	170～200	3～5 min	空冷	60～63
Ⅵ		熔碱中加 4%～6%水	170～200	3～5 min	空冷	60～63

注：1. 方案Ⅲ用于防止淬火时形成软点。
2. 方案Ⅳ和Ⅴ用于直径或厚度小于 6～8 mm 的工件。
3. 方案Ⅵ用于直径或厚度达 10～12 mm 的工件。
4. 冷却介质：熔融硝盐可用 55% KNO_3＋45% $NaNO_2$；熔碱可用 20% NaOH＋80% KOH＋4%～6% H_2O 或 40%～50% NaOH＋50%～60% KOH＋4%～6% H_2O。

（2）T8、T8A 钢

T8、T8A 钢淬火加热时容易过热，变形也大，塑性及强度较低，不宜制造承受冲击较大的工具，但热处理后有较高的硬度和耐磨性。多用于制造切削刃口在工作时不变热的工具。

1）物理性能（表 5.4-8）

2）力学性能（表 5.4-9）

表 5.4-8　T8、T8A 钢物理性能

临界温度（近似值）/℃		比热容（在下列温度）c_p/J·(kg·K)$^{-1}$							密度 /g·cm^{-3}
A_{c1}	A_{r1}	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	
730	700	615.46	640.58	640.58	665.70	669.89	678.26	682.45	7.83

表 5.4-9　T8、T8A 钢硬度

硬度				相成分/%			显微组织	
未退火		退火后		铁素体	碳化物	碳化物类型	未退火	退火
压痕直径/mm	HB	压痕直径/mm	HB					
3.5～3.9	302～241	≥4.4	≤187	87.4～88.8	11.2～12.6	Fe_3C	珠光体	球化体或珠光体混合物

3）工艺性能　T8、T8A、T9、T9A 钢为共析钢，淬火加热时容易过热，变形也大，强度和塑性较低，不宜制造承受冲击的工具。热处理后有较高的硬度和耐磨性。一般用于制造切削软金属刀具和木工工具。加工性能良好，表 5.4-10 为热加工温度制度。钢的红硬性差，工作温度应低于 250℃，淬透性差，较大工具不能淬透，不适合于制造较大工具。淬火温度窄，淬火变形大，应严格控制温度防止过热、脱碳和变形。表 5.4-11 为淬火制度。

表 5.4-10　T8、T8A 钢热加工温度制度

	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 100～1 150	1 050～1 100	850～750	空冷
钢坯	1 050～1 100	1 020～1 080	800～750	空冷

表 5.4-11　淬 火 制 度

方案	加热温度/℃	冷却				硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续	冷却到20℃	
Ⅰ	750~830	水	20~40	至200~250℃	油	62~64
Ⅱ		5%食盐水溶液	20~40	至200~250℃	油	62~65
Ⅲ		5%~10%碱水溶液	20~40	至200~250℃	油	62~64
Ⅳ	800~820	锭子油或变压器油	20~40	至20~40℃	—	60~63
Ⅴ		熔融硝盐	170~200	3~5 min	空冷	60~63
Ⅵ		熔碱中加4%~6%水	170~200	3~5 min	空冷	60~63

注：1. 方案Ⅲ用于防止淬火时形成软点。
2. 方案Ⅳ和Ⅴ用于直径或厚度小于6~8 mm的工件。
3. 方案Ⅵ用于直径或厚度达10~12 mm的工件。
4. 冷却介质：熔融硝盐可用55% KNO_3 + 45% $NaNO_2$；熔碱可用20% NaOH + 80% KOH + 4~6% H_2O 或40~50% NaOH + 50~60% KOH + 4~6% H_2O。
5. 回火。

(3) T10、T10A钢

T10、T10A钢淬火加热时（温度800℃）不至过热，仍能保持细晶组织。淬火后钢中有未溶的过剩碳化物，所以较T8、T8A有高的耐磨性，适于制造切削刃口在工作时不变热的工具。

1) 物理性能（表5.4-12）

2) 力学性能（表5.4-13）

表 5.4-12　物 理 参 数

临界温度（近似值）/℃			热导率（在下列温度下）λ/W·(m·K)$^{-1}$					线胀系数（在下列温度下）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$										密度/g·cm^{-3}
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	20℃	100℃	300℃	600℃	900℃	0℃	100℃	200℃	300℃	400℃	500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	
730	800	700	40.19	43.96	41.03	98.10	33.91	11.0	11.5	13.0	14.3	14.8	15.1	16.0	15.8	32.1	32.4	7.81

表 5.4-13　T10、T10A 钢硬度

硬度				相成分/%			显微组织	
未退火		退火后		铁素体	碳化物	碳化物类型	未退火	退火
压痕直径/mm	HB	压痕直径/mm	HB					
3.4~4.8	321~255	≥4.3	≤197	84.4~85.8	14.2~15.6	Fe_3C	珠光体+渗碳体	球化体

3) 工艺性能　T10、T10A和T11、T11A钢为过共析钢，淬火加热时温度在700~800℃时不至过热，仍能保持细晶组织。淬火后钢中有未溶的过剩碳化物，所以有较高的耐磨性，适于制造切削条件较差、耐磨要求较高的工具。加工性能良好，表5.4-14为热加工温度制度。钢的红硬性差，工作温度应低于250℃，淬透性差，较大工具不能淬透，不适合于制造较大工具。淬火温度窄，淬火变形大，应严格控制温度防止过热、脱碳和变形。表5.4-15为其淬火制度。

表 5.4-14　T10、T10A 钢热加工温度制度

	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 100~1 150	1 050~1 100	850~750	空冷
钢坯	1 050~1 100	1 020~1 080	800~750	空冷

表 5.4-15　T10、T10A 钢淬火制度

方案	加热温度/℃	冷却				硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续	冷却到20℃	
Ⅰ	770~790	水	20~40	至200~250℃	油	62~64
Ⅱ		5%食盐水溶液	20~40	至200~250℃	油	62~65
Ⅲ		5%~10%碱水溶液	20~40	至200~250℃	油	62~64
Ⅳ	790~810	锭子油或变压器油	20~40	至20~40℃	—	62~64
Ⅴ		熔融硝盐	150~180	3~5 min	空冷	62~64
Ⅵ		熔碱中加4%~6%水	150~180	3~5 min	空冷	62~64

注：1. 方案Ⅲ用于防止淬火时形成软点。
2. 方案Ⅳ和Ⅴ用于直径或厚度小于6~8 mm的工件。
3. 方案Ⅵ用于直径或厚度达10~12 mm的工件。



(4) T12、T12A 钢

T12、T12A 钢由于碳含量过高，淬火后有较多的过剩碳化物，所以耐磨性和硬度相对较高，韧性低，适合制造不受冲击负荷、切削速度不高、切削刃口不变热的工具。

1）物理性能（表 5.4-16）

2）力学性能（表 5.4-17）

表 5.4-16 物 理 性 能

临界温度（近似值）/℃			定压比热容（在下列温度）c_p/J·(kg·K)$^{-1}$				线胀系数（在下列温度下）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$						密度 ρ /g·cm^{-3}
A_{c1}	A_{cm}	A_{r1}	300℃	500℃	700℃	900℃	100℃	200℃	300℃	500℃	700℃	900℃	
730	820	700	548.47	728.50	648.95	636.39	11.5	13.0	14.3	15.1	15.8	32.4	7.81

表 5.4-17 T12、T12A 钢硬度

硬度				相成分/%			显微组织	
未退火		退火后		铁素体	碳化物	碳化物类型	未退火	退火
压痕直径/mm	HB	压痕直径/mm	HB					
3.3～3.7	341～269	≥4.2	≤207	83～81.5	17～18.5	Fe_3C	珠光体+渗碳体	球化体+渗碳体

3）工艺性能　T12、T12A、T13、T13A 钢是碳素工具钢中碳含量较高和最高钢种，硬度极高。碳化物数量增加且分布不均，故力学性能较低，不能承受冲击。钢的红硬性差，工作温度应低于 250℃，淬透性差，较大工具不能淬透，不适合于制造较大工具。淬火温度窄，淬火变形大，应严格控制温度防止过热、脱碳和变形。其热加工温度制度见表 5.4-18，其淬火制度见表 5.4-19。

表 5.4-18 T12、T12A 钢热加工温度制度

钢材	加热温度/℃	开始温度/℃	终止温度/℃	冷却
钢锭	1 100～1 150	1 050～1 100	850～750	空冷
钢坯	1 050～1 100	1 020～1 080	800～750	空冷

注：加热保温时间勿过长，以防脱碳；成材时最后一火终止温度勿高。700℃以前要快冷，以免网状碳化物析出；700℃以后，宜缓冷，以免因热应力产生裂纹。

表 5.4-19 T12、T12A 钢淬火制度

方案	加热温度/℃	冷却				硬度 HRC
		介质	介质温度/℃	延续	冷却到 20℃	
Ⅰ	770～790	水	20～40	至 200～250℃	油	62～64
Ⅱ		5%食盐水溶液	20～40	至 200～250℃	油	62～65
Ⅲ		5～10%碱水溶液	20～40	至 200～250℃	油	62～64
Ⅳ	790～810	锭子油或变压器油	20～40	至 20～40℃	—	62～64
Ⅴ		熔融硝盐	150～180	3～5 min	空冷	62～64
Ⅵ		熔碱中加 4%～6%水	150～180	3～5 min	空冷	62～64

注：1. 方案Ⅲ用于防止淬火时形成软点。
2. 方案Ⅳ和Ⅴ用于直径或厚度小于 6～8 mm 的工件。
3. 方案Ⅵ用于直径或厚度达 10～12 mm 的工件。

6 钢号的选择原则、注意事项及选用举例

6.1 钢号的选择原则

对于冶金企业提供的碳素工具钢应具有以下稳定的质量要求：

1）适宜的交货态硬度。硬度过高，加工效率低；硬度低，形状、尺寸精度不易保证。

2）均匀的珠光体组织。

3）改善网状碳化物。

4）减少脱碳。

碳素工具钢钢号的选择是根据用途不同有不同的选择原则。

对于刃具钢应具有高的硬度、高的耐磨性和高的红硬性；量具钢应具有高硬度、高耐磨性以及高的尺寸稳定性和足够的韧性；冷作模具钢应具有高硬度、高耐磨性以及高强度、足够韧性和良好的工艺性能。

6.2 选用时注意事项

对于工具钢的选择，在选择的性能要求范围内，对于材料的寿命很难预测。其原因是工具钢的加工几何尺寸复杂，应力状态不同，失效原因多种多样，因此在材料钢号选择上大多趋于保守，即以高性能，不计成本为原则。

编写：杨忠民（钢铁研究总院）

第5章　焊接用非合金钢

1　分类及特性

我国焊接用非合金钢焊条的有关标准如下：GB/T 14957 熔化焊用钢丝；GB/T 3249 焊接用钢盘条；

GB/T 3249—2002 中规定焊接用钢盘条中非合金钢牌号有：H04E、H08A、H08E、H08C、H08MnA、H10MnSiA、H15A、H15Mn。

GB/T 14957 熔化焊用钢丝中碳素结构钢牌号有：H08A、H08E、H08C、H08MnA、H15A、H15Mn。

以普通低碳钢焊芯 H08A 为例，一般的酸性焊条、碱性焊条都用此芯，H—表示焊条用钢丝，08—表示焊芯的平均碳含量（质量分数）为0.08%，A、E、C 表示不同的化学成分规定，尤其对硫、磷的含量的限定逐步严格。

碳含量越高，焊缝出现气孔和裂逢的倾向越大，更容易引起碳的严重偏析，并且易产生结晶裂逢，使焊缝的冲击性能和塑性急剧下降。因此在一般焊接材料中碳含量愈低愈好。

锰是很好的脱氧剂和掺合金剂，具有脱硫作用。在焊接低碳钢中，锰含量（质量分数）在0.5%左右时脱氧效果最佳。

硅是强烈还原剂，焊接时容易产生 SiO_2，增加熔渣的酸度和黏度，使焊缝产生气体和夹渣。硅也可以增高电阻率，焊接时易于发红，影响焊接质量，因此硅愈低愈好。

磷硫是有害杂质，容易使焊逢产生气孔和裂逢，须严格限制。

具体详情请查阅相关书籍。

2　在国民经济中的作用

焊接技术是现代工业和科学技术的产物，是现代工业制造技术的重要组成部分。目前，工业制品中，半数以上的都采用焊接等多种连接技术才能制成。在国民经济的各个生产、制造领域均离不开焊接技术，例如钢铁工业、汽车和铁路车辆制造业、舰船制造、航空和航天飞行器、原子能及火力发电设备、化工设备、机械制造设备、电器和电子产品等，以及各项重大工程建设，例如桥梁、建筑、地铁、石油管线等焊接均占有十分重要的地位。

焊接技术是机械制造关键技术之一，是许多高新技术产品制造不可缺少的加工方法。例如，世界上最大的1 200 kW 火电机组、700 kW 水电机组、1 300 kW 的核电设备、重达1 200 t 的加氢反应器、航天技术的运载火箭、宇宙飞船、太空站以及微电子技术的元器件都是采用焊接技术完成制造的。不采用焊接技术这些高新技术产品的制造将很难完成。

焊接技术是保证产品质量的基础，其技术水平高低直接影响到产品的质量和使用可靠性，例如，一台60万千瓦电站锅炉受热面焊接接头达6万多个，一台30万千瓦火电机组耐高温高压焊接接头有5万多个，连接安装接头达8.5万个，如果有千分之一的接头发生质量问题，就不得了，许多接头都在同一回路中，经受辐射、高温、高压等长期作用，如果接头发生泄漏造成的损失是不堪设想的。

焊接技术是节能节材取得经济效益的重要手段。例如举世瞩目的三峡工程水电机组，单机容量为70万千瓦，其水轮机转轮直径为9.8 m，重达500 t，采用异种钢拼接而成，与整体不锈钢转轮相比，每台可节省材料2 000万元，三峡共有26台机组可节省人民币达5.2亿元，其经济效益是十分可观的。

3　国内外现状

新中国成立前，我国只有几家小作坊采用手工方法生产电焊条，质量差，多用于修补工作。目前我国已成为世界第一的焊接材料生产大国，焊接材料总产量已超过120万吨，其总产量已是美国、日本、德国三国焊接材料生产的总和。但我国焊接材料产品结构不合理。2001年我国焊条产量占焊接材料总产量的75%，气保护实芯焊丝产量占焊材总产量的12.9%，药芯焊丝产量占焊材总产量的0.96%，埋弧焊材料（包括焊丝和焊剂）约占焊材总产量的10.5%。而日本，1999年焊条产量仅占焊接材料总产量的19%，气保实芯焊丝占焊材总产量的38%，药芯焊丝占31%，埋弧材料占12%。相比之下，我国焊条产量所占比例过高，而自动化焊接材料所占比例过低。

另外，我国焊接材料品种单一，例如在焊条生产中90%为结构钢焊条，而对一些特殊需要的不锈钢焊条、耐热钢焊条、低温钢焊条以及管道工程中使用的纤维素型焊条等高品位的焊条十分缺乏，尚不能满足生产需要。气体保护实芯焊丝收入到《焊接材料产品样本》的只有8个品种，而日本神钢有38个品种，美国林肯公司有11个品种，瑞典伊萨公司有18个品种。药芯焊丝品种，我国主要有500 MPa 级几种结构钢气体保护药芯焊丝，而日本神钢有药芯焊丝79个品种，美国麦凯公司有93个品种。由于我国焊接材料品种规格不全，每年尚需从国外进口大量的焊接材料。

4　发展趋势和展望

焊接材料，一方面不断完善与研制与传统产品相适应的焊接材料，另一方面是新一代先进钢铁材料的出现，对焊接材料的研制将产生重大影响。

为了适应焊接生产向高效率、高质量、低成本方向发展，各国努力调整焊接材料的产品结构。我国从1996年到2000年各种焊接材料的发展可以看出，适应焊接生产向高效率、高质量、低成本及自动化方向发展的材料正在不断增加，适应电子技术发展的钎焊材料也在快速发展，而普通焊条产品已经开始逐渐由巅峰产量而下降，低价位的扩张已经到了极限。

对现有焊条品种质量不断优化。虽然目前气保护实芯焊丝品种很少，能够提供给市场的主要有 ER49－1 和 ER50－6 两种产品，但其需求量与产量在逐年增加，其产量占整个焊材的比例将逐渐上升到20%左右。药芯焊丝的产量在1996～2000年间增长率较高，目前国内产量最大的是气保护碳钢药芯焊丝，将来药芯焊丝的品种将会快速增加，实芯焊丝不能提供的用于低温钢、耐候钢、耐热钢、耐海水腐蚀钢及高强度结构钢用的焊丝将由药芯焊丝的产品填补，另外用于输油气管道焊接的自保护药芯焊丝及各行业表面修复用的堆焊用药芯焊丝产品也将不断开发。药芯焊丝将得到长足发展。埋弧焊丝，埋弧焊丝的比例将不会有大的变化，我国将保持在10%～13%的比例。

新一代钢铁材料品种的出现，将引起焊接材料的重大变革。新一代钢铁材料的特征是：超细晶、高洁净度、高均匀性，与之相适应的焊接材料的研制将是未来发展的重点之一。



5 非合金结构钢的焊接

对于钢材焊接，碳当量可以作为评定钢材焊接性能的一种参考指标。碳当量是把钢中的合金元素（包括碳）的含量换算成碳的相当含量，称为碳当量。碳当量对焊接性有一定影响，但不完全表示焊接性的好坏。

根据经验：当碳当量 $C_{eq}<0.4\%$ 时，钢材焊接性良好，淬硬倾向不明显，焊接时不必预热。当 $C_{eq}=0.4\%\sim0.6\%$ 时，钢材的淬硬倾向明显，需要采用预热和控制线能量措施。当 $C_{eq}>0.6\%$ 时，钢材的淬硬性强，属于较难焊接的材料，需要采取较高的预热温度等严格的工艺措施。对于碳素结构钢，碳当量评价方法有明显的实用性，但是碳当量只能作为基本评价方法，焊接性的好坏需要视具体情况而定。

对于低碳钢的焊接，由于碳含量和其他元素较少，淬硬倾向小，焊接性最好。焊接时一般不需要采用预热处理和焊后热处理工艺措施。但在焊接较厚或刚性较大的焊件时，则应考虑预热；如果对接头要求很高（例如锅炉构件），焊后需要进行回火处理。可以满足手工电弧焊各种空间位置的焊接，焊接工艺和操作技术简单。

中碳钢的焊接性较差。常见钢号有35、45和55等。主要焊接性如下：焊缝易产生裂纹，热影响区易产生冷裂纹。为保证焊接性能，通常采取以下措施：采用碱性焊条；采用预热措施（预热温度150～250℃）当碳含量、厚度和刚性增加时，预热温度应提高到250～400℃；焊接工艺上采取措施，开U型坡口、小电流、焊后锤击、焊后热处理，进行600～650℃消除应力的热处理等措施。

高碳钢的含碳量（质量分数）>0.6%，焊后的硬化、裂纹敏感性更大，焊接性极差，不能用来制造焊接结构，只能用焊接修补零、部件。焊前需要退火处理，进行预热处理，预热温度为250～350℃，并保持道间温度不低于预热温度。焊后热处理，进行保温缓冷，并立即放入650℃炉中进行小消除应力处理。

表5.5-1 可焊非合金钢标准

类别	标准号	标准名称	牌号
普通质量非合金钢	GB8164	焊接钢管用钢带	Q195、Q215-A、Q215-B、Q235-A、Q235-B
	GB 8717	钢窗用电焊异型钢管	全部普通质量非合金钢
	GB/T 8164	焊接钢管用带钢	Q195、Q215-A、Q215-B、Q235-A、Q235-B
	HB4001	压焊钢格栅板	Q235-A
优质非合金钢	YB/T 069	焊管用镀铜钢带	08Al、08A
	GB/T 14980	低压流体输送用大直径电焊钢管	Q215、Q215-A、Q235-B
	GB/T 14291	矿用流体输送电焊钢管	Q235-A、Q235-B
	GB/T 14164	石油天然气输送用管用热轧宽钢带	S205、S420、S290、S315、S360
	GB6653	焊接气瓶用钢板	HP245、HP265、HP295
	GB/T 3091	低压流体输送用镀锌焊接钢管	全部非合金钢牌号
	GB/T 3092	低压流体输送用焊接钢管	全部非合金钢牌号
	YB/T 5209	传动轴用电焊钢管	08Z、20Z、25Z
	GB 11258	双层卷焊钢管	08、08F、08Al
	YB（T）	变压器用电焊钢管	全部非合金钢牌号
	YB 4028	深井水泵用电焊钢管	Q195、Q215-A、Q215-B、Q235-A、Q235-B

编写：杨忠民（钢铁研究总院）



第 6 章　专业用非合金钢

1　概述

1.1　分类及特性

参看具体章节。

1.2　在国民经济中的作用

中厚板是国家建设不可缺少的钢材品种。用途广泛，品种繁多，对质量要求不断提高。主要用于船舶、锅炉、压力容器、桥梁、管线、机器、建筑、车辆及军工部门等。2003 年钢材品种表观消费量，中厚板占 14.2%，已接近发达国家的水平。2003 年的中板进口量占钢材总进口量的 10.3%，达 370 余万吨。进口比例逐年增高。

船舶工业，20 世纪 90 年代以来我国造船产量以 17% 的速度持续增长。1995 年起至 2003 年，我国造船产量已连续 8 年居世界第三位，钢材的需求量已超过 225 万吨。

机械制造业对中厚板的需求逐年增加，目前钢材总消耗量超过 2 700 万吨，用中厚板焊接结构代替铸造结构，机械总重减轻 20% ~ 30%，成本降低 15% ~ 40%。

石油管线需求量的增加，加大了以厚板为原料的大直径焊管的生产需求。随着国民经济的持续发展，建筑、电厂、桥梁、舰船对中厚板需求量将逐年增加，中厚板钢材在国民经济中的作用将会越来越大。

型钢钢材在国民经济中的需求广泛，在采矿、建筑、机械制造、铁路、交通、能源、水利、农业等行业占所需钢材 15% 以上。目前，铁路用钢和建筑螺纹钢筋的用量已经分别超过 300 万吨和 5 000 万吨。因此，型钢在国民经济中起到举足轻重的作用。

1.3　国内外现状

1.3.1　中厚板生产

近年，我国造船板基本实现了国产化，但在表面质量上，包括板型、尺寸公差等与进口材仍有较大差距。这主要是受我国装备水平和工艺条件的制约。目前国内在生产的中厚板轧机（单机架或双机架）28 套，大部分设备为 20 世纪 60 ~ 70 年代建设，随后陆续进行过改造的。20 世纪 80 ~ 90 年代新建了 7 套中厚板轧机，但大多数为引进的二手设备。总体来说，我国中厚板轧机的装备水平不高，轧机的轧制压力、板型控制、工艺控制、自动化水平与国外先进水平相比还有较大差距。中厚板轧机的生产能力小，单机产量仅为日本的 26%，德国的 45%；中厚板轧机加热炉大多数是推钢式，每小时产量为 60 ~ 80 t，国外发达国家基本是步进式加热炉，加工能力每小时达 250 t；3 m 以下宽度中厚板轧机占 83%，日本、德国中厚板轧机全部是 3 m 以上，日本 5 m 以上的轧机占 62.5%，我国至今没有一台 5 m 以上的宽厚板轧机，因此很不适应船舶大型化的需求；在轧制生产技术上，国外钢厂采用先进控轧控冷工艺及计算机自动化等，实现了高精度轧制、控制轧制等。而国内的板型控制、工艺控制及设备自动化水平还较低。

近来中国大型船舶的接单量猛增，国内真正能提供大型船舶所需的 4 m 宽以上的中厚板的企业仅有鞍钢、浦钢和舞钢，但也仅仅是勉强达到要求，而巨型船舶和军舰所需的 5 m 宽中厚板，国内是空白，尚待宝钢新建轧机（产能 180 万吨）2005 年投产后方可满足部分要求。

目前总的中厚板生产能力 1 800 万吨，其中：中厚板轧机 1 300 万吨，热连轧机 500 万吨。在这些轧机中，生产能力最大的是鞍钢的厚板轧机和宝钢上钢三厂的厚板轧机，均为 100 万吨/年左右。其他中板轧机大多数能力在 20 ~ 60 万吨/年。与国际先进水平相比我国中厚板轧机的水平相对落后，其特点如下。

1）我国中厚板轧机在装备水平上与国外的差距一是规模小，装机水平低；二是我国的中厚板轧机加热炉大多数是推钢式加热炉，产量为 60 ~ 80 t/h，国外发达国家基本是采用步进式加热炉，加热能力为 250 t；三是我国的中厚板轧机的生产规模小，单机产量仅为日本的 26%，德国的 45%；四是我国的中厚板轧机 3 m 以下宽度的占了 83%，日本和德国的中厚板轧机全部是 3 m 以上的，5 m 以上的轧机日本占 62.5%，德国占 40%。

① 轧机的轧制压力小，多为 30 ~ 50 kN（3 000 ~ 5 000 tf），而国外在 80 ~ 100 kN（8 000 ~ 10 000 tf）。由于轧制压力小，很难实现在线的控制轧制，造成一些高附加值的中厚板质量还不过关，例如大桥板、高压容器板、抗 Z 向撕裂的海上采油平台板等。

② 控冷装备落后，多数主要是采用喷淋冷却，无法实现计算机控制下的在线冷却，很难生产那些对金相组织、晶粒度要求高的品种，例如含 Nb、V、Ti 钢。

③ 热处理炉设备落后，很多厂根本没有热处理设备。目前仅武钢中板厂有一套全自动辐射管加热无氧化热处理炉和辊式淬火机。

④ 我国至今还没有一台 5 m 以上的宽厚板轧机。

2）我国中厚板在实物质量上与国外的差距一是主要表现在产品结构上，我国中厚板中普通碳素钢板占 70% ~ 80%，专业钢板比重太低，国外专业钢板的比重在 40% ~ 70%，而且做到了品种结构优化和系列化。例如日本的 A、D 系列高强度船板和 E、F 系列的低温船板，压力容器板中的 SPV24-50 系列，管线钢的系列已从 X42-80，开发出 X100，海上采油平台用钢板系列产品等；二是产品尺寸精度和表面质量上，与国外先进水平还有一定差距。

3）对于中厚板生产工艺，为保证中厚板的尺寸精度，国外是采用先进的板型控制技术，其主要是通过计算机在线控制来实现板厚的控制（AGC）和通过横向板型控制来实现高精度轧制。同时是把控制轧制与控制冷却相结合，这方面日本神户采用 KCL 法生产的管线钢的性能很好。还有的国家采用 Q + T 法生产调质钢。目前，我国主要是采用控温控轧生产低合金钢，在控冷工艺和软件的开发上还是空白。

在产品结构上，中厚板的生产水平一是个国家钢铁工业水平的标志。国外发达国家的中厚板产量占钢材总产量的 15% 左右，我国的中厚板产量 2000 年达 1 425 万吨，占 11.9%。

我国的造船产量现为世界第三，年造船能力达 350 万吨，年需要钢板 100 万吨，并还以年 3% ~ 5% 的速度增长。造船业的技术发展方向是轻量化，对此需要钢铁生产企业提供更多高强度、高精度、良好低温冲击韧性和良好焊接性的船板。

我国的能源建设重点是火力发电，一台 30 万千瓦的机组需要 4 500 t 锅炉钢板，需要我们提供更多的高压、或超高压的电站锅炉用材。

我国是一个多江河湖海的国家，仅在长江上就准备建设十几座大桥，对高质量的桥梁钢的需求很大，我们在这种钢

的热处理上还不能满足要求。

我国进口的中厚板品种多为高技术含量、高附加值的专用钢，例如高强度船板、大跨度桥梁板、高强度低温压力容器板、高强度电站锅炉板、工程机械用板、海上石油平台用板、管线钢板等。这些钢板主要来自日本、韩国、前苏联国家、德国，此外，还有我国的台湾省，他们是我国的主要竞争对手。对于这部分高附加值高技术含量的中厚板我国由于装备水平和工艺的限制，产品合格率较低，成本相对较高，在价格上我国的优势不显，再加上我国实物质量与国外的差距，在我国入市后，会受到海外产品的冲击。

1.3.2 型钢生产

我国型钢生产已基本满足国内需求，部分产品出口。我国大部分型材轧钢设备是属于20世纪30～50年代的老设备，建国以后通过设备改造和引进，生产水平有了很大提高，但是大部分设备水平落后，引进设备多为二手设备，近几年一些钢铁企业先后引进世界上先进的型钢连轧生产线使生产水平有了很大提高。

铁路用钢以重轨的生产水平为标志，我国在技术标准、重量系列和长度、外观质量、化学成分和力学性能、冶金质量、检验项目等方面与世界先进水平有一定差距，随着我国企业冶炼技术和轧钢装备水平的不断提高，差距不断缩小，个别企业品种已达到或接近世界先进水平。

1.4 发展趋势和展望

对于中厚板钢板在满足对炼钢、加热、热处理的一般质量要求和对钢板外形、表面、尺寸精度等要求的同时，对各种不同用途有不同的质量要求，对钢材品质的要求如下。

1）净化钢质　通过铁水预处理、转炉复合吹炼技术、二次冶金等技术降低硫、磷、氧、氢、氮杂质元素含量，以及有时要求对锑、锡、铅、铋、砷痕量元素进行控制，对碳、锰、硅极限范围进行控制等。

2）采用连铸坯生产中厚板　追求无缺陷连铸坯生产。

3）对坯料表面进行清理　清理方法分为热状态下清理和冷状态下清理。热状态下对板坯表面进行火焰剥皮清理。冷状态下可采用火焰、风铲铲削、砂轮研磨等方法局部清理或采用切割方法进行处理。

4）连铸坯高温热送、热装和直接轧制技术　简化流程，提高生产率被广泛研究利用。

5）低温控轧控冷技术　对钢板轧制实现全流程控轧控冷已成为发展的主要方向。

6）超细晶钢板生产技术　通过细晶技术提高钢板性能，是当前的研究热点。

对于钢轨生产国内外技术发展趋势和产品发展方向可以归纳为以下几个方面：

1）钢质纯净化　随着冶炼技术的进步和水平的提高，高洁净度钢材是性能的保证。

2）材质强韧化　钢材利用微合金化和低合金化实现高性能。采用控轧控冷技术、在线热处理技术、冷轧冷拔技术提高钢材的强韧性。

3）尺寸高精度化　为了提高尺寸精度，对轧钢设备进行升级改造和不断开发新的轧钢生产设备。

4）工艺连续化　连铸坯热装热送直接轧制，轧机为全连续式轧制，成品自动化包装等，其间各辅助工序完全实现自动化。

5）坯料连铸化　不断提高连铸比已成为今后发展的必然趋势。

2 造船用非合金钢

我国现行标准GB 712《船体结构钢》是以英国劳埃德船规为基础，结合我国具体情况制定，同时吸收了美、日等国家的部分船规条款。

GB/T 13304标准规定，造船用碳素钢为GB 712、GB/T 5312、GB/T 9945标准规定的碳素钢板、钢管和型钢。具体为：①GB 712中的A、B、D、E、AH32、DH32、EH32；②GB 5312中的C10、C20；③GB/T 9945中的A、B。造船用非合金钢的物理性能可以参照成分相近的优质碳素钢。

GB 712中规定的钢种适用于制造远洋、沿海和内河航区船体结构，厚度不大于100 mm的钢板及厚度或直径不大于50 mm的型钢。其中一般强度钢A、B、D、E四个质量等级。屈服强度为同一等级，即235 MPa。A级对冲击韧性没要求，B、C、D级分别要求在0℃、－10℃、－40℃时的冲击吸收功为27 J。同时对不同级别的冶炼方法、轧制工艺和交货状态进行了详细规定。高强度钢分为三个强度级别和四个质量等级。AH32、DH32、EH32为其中的最低强度级别中的三个质量等级，屈服强度为315 MPa，冲击吸收功要求分别在0℃、－20℃、－40℃时为31 J。其化学成分见表5.6-1、表5.6-2。

表5.6-1　一般强度钢的化学成分（质量分数）%

钢的等级		A	B	D	E
化学成分	C	≤0.21	≤0.21	≤0.21	≤0.18
	Si	≤0.50	≤0.35	≤0.35	≤0.35
	Mn	≥2.5C	0.80～1.20	1.60～1.20	0.70～1.20
	P	≤0.035	≤0.035	≤0.035	≤0.035
	S	≤0.035	≤0.035	≤0.035	≤0.035
	Al_s	—	—	≥0.015	≥0.015

表5.6-2　高强度钢的化学成分（质量分数）%

钢的等级		A32 A36 A40 D32 D36 D40 E32 E36 E40	F32 F36 F40
化学成分	C	≤0.18	≤0.16
	Si	≤0.50	≤0.50
	Mn	0.90～1.60	0.90～1.60
	S	≤0.035	≤0.025
	P	≤0.035	≤0.025
	Al_s	≥0.015	≥0.015
	Nb	0.02～0.05	0.02～0.05
	V	0.05～0.10	0.05～0.10
	Ti	≤0.02	≤0.02
	Cu	≤0.35	≤0.35
	Cr	≤0.20	≤0.20
	Ni	≤0.40	≤0.8
	Mo	≤0.08	≤0.08
	N		≤0.009（如果含Al时，≤0.012）

合理控制船板钢的化学成分和净化钢质量是确保其性能的基本条件。船板钢是以C－Mn系列为基础，碳当量的高低、锰碳比、锰硫比等冶金因素都影响船板钢的性能。

碳影响船板钢的焊接性能，对碳含量有严格的规定，实际产品中的碳含量均低于标准规定范围。目前提高碳含量的冶炼控制精度是主要问题。同时对碳当量有严格规定。



表 5.6-3 力学性能

钢材等级	屈服点 σ_s /MPa ≥	抗拉强度 σ_b /MPa	断后伸长率/% ≥	试验温度/℃	冲击吸收功/J≥					
					厚度/mm					
					≤50		>50~70		>70~100	
					纵向	横向	纵向	横向	纵向	横向
A	235	400~520	22	20	—	—	34	24	41	27
B				0	27	20				
D				-20						
E				-40						
A32	315	440~570	22	0	31	22	38	26	46	31
D32				-20						
E32				-40						
F32				-60			—			
A36	355	490~630	21	0	34	24	41	27	50	34
D36				-20						
E36				-40						
F36				-60			—			
A40	390	510~660	20	0	41	27				
D40				-20						
E40				-40						
F40				-60						

锰有利于船板钢的低温韧性，国内厂家都采用提锰降碳的做法，保证 Mn/C 大于 2.5，甚至部分企业内控标准 Mn/C 大于 4。锰过高对焊接有不利影响，一般控制在锰含量 < 1.2% 比较合理。

磷、硫含量的严格控制也是提高船板钢质量的手段。国内船板实物含量均控制在 0.03% 以下，我国进口船板的磷、硫含量小于 0.02%（质量分数）。

采用正确的轧制工艺和轧后处理工艺，包括控轧控冷工艺的应用是保证船板钢具有良好的强度和韧性的关键。冶金企业均不断地开展深入研究和探索，包括船板钢的超细组织的控轧等工艺研究。

为了保证产品性能，对 E 级船板和较厚规格高强度 AH、DH 级别的船板仍然要求采用热处理状态交货。热处理方法有正火和调质处理。

目前我国的船板质量与发达国家船板实物水平相比还有差距，主要表现在：①化学成分波动范围大。②冲击吸收功余量不足。③表面质量和板形不好。随着我国冶金装备技术的快速发展，上述问题将会逐步得到解决。

3 锅炉和压力容器用非合金钢

压力容器一般用于制造反应器、球罐、油气罐、各种化工机械（设备、容器）等，用途十分广泛，钢种和牌号也较为复杂。我国容器钢板的标准水平从 20 世纪 60 年代开始不断提高，钢种由碳素结构钢发展为优质钢、低合金钢及合金钢。实物产品性能的要求也不断深化和严格，水平不断提高。主要表现在：①严格规定硫磷含量低于 0.035%（质量分数），在不影响性能的条件下，碳含量不作下限规定，可以适当提高锰含量或进行微合金化；②冲击韧性的检验改为 V 形缺口进行试验，常温冲击吸收功为 37 J，强度波动不大于 150 MPa。③产品厚度可达 120 mm；④增加超声波探伤检验。

以上钢种相关物理化学性能以及工艺性能可以参照有关化学成分相近优质碳素钢。

严格控制钢的化学成分和洁净度，是保证压力容器钢板性能、满足成品最终质量要求的基础条件。为提高钢板的焊接性，在保证强度的基础上，实物钢板可适当降低碳当量。对硫、磷含量进行严格控制。为了提高钢材综合性能，部分钢种采取微合金或稀土合金进行处理。例如在碳素结构钢中加入钛可以提高钢材的持久性能和蠕变性能等。钢中加入稀土元素可以改变 MnS 的形态，减少钢板的裂纹源，提高其性能，降低各向异性，同时钢板的冷弯和冲击性能也得到提高。

在轧制工艺上，以充分细化微观组织为目标，开展控轧控冷工艺研究。使容器钢板能够具有等轴均匀细小的微观组织。

热处理也是容器钢板的关键工艺。有些钢板必须经过热处理。我国目前缺乏厚板热处理设备，设备水平不高。欲使产品质量提高必须解决热处理装备问题。

我国容器钢板生产线还没有形成系统配套，需要进一步完善由冶炼、连铸、轧钢设备以及相应的检测和热处理设备，大力开展控轧控冷工艺的研究。

锅炉钢板主要用于制造各种民用锅炉、工业锅炉、电站锅炉的汽包、气筒等重要的承压部件。由于用途的重要性以及可能由于质量问题所可能产生的严重危害，世界各国对锅炉用钢板都制定了专用标准，提出了十分严格的质量要求。

锅炉按其压力高低，分为低压、中压、高压、超高压、亚临界和超临界等类型，国际上已开始研究超超临界类型锅炉，使用的钢板都较厚。为保证高温高压下安全运行，世界各国多选用焊接性好的碳素钢和低合金钢制作。我国生产的锅炉钢板一般为 6~12 mm，交货状态为热轧或正火处理态。

我国锅炉钢专业标准始于 20 世纪 50 年代末，于 1963 年试行 YB182 标准，至今经过 1965 年 GB 713，1969 年修订 YB 182，1972 年和 1986 年两次对 GB 713 修订，以及 1987 年颁布 YB（T）41 等，逐步接近国际水平。

锅炉和电站用钢板的质量与化学成分、钢的洁净度密不可分。化学成分控制的范围，杂质元素含量控制水平直接决定了钢板的强度、韧性和可焊性。化学元素含量控制的准确度，精度以及均匀性决定了钢材质量的一致性。

评价锅炉用钢冶金质量的标准是化学成分的控制、钢的纯净度控制和表面质量的控制。

碳是钢的主要强化元素，根据品种、规格的不同其含量标准不同，在保证强度性能的前提下，可适当降低碳含量范围。碳当量控制范围也是根据实际规格不同而有所变化。

锰也是锅炉和电站用钢的主要元素，具有提高强度、细化晶粒的作用，由于形成的 MnS 的作用消除了可能形成低熔点 FeS，避免使钢材出现热脆性，改善钢的加工性。

硫、磷含量应尽量控制在较低的水平，我国目前实物的控制水平已高于进口钢材的水平。

微合金化钢材自 20 世纪 80 年代开始大规模工业试验生产，在钢材质量、细化晶粒、提高强度和韧性方面取得了显著效果。

锅炉用钢的轧制工艺是根据钢种和厚度规格不同有所区别，通常可采用以下轧制工艺：①常规轧制和轧后冷却；②控轧控冷工艺；③轧后正火或其他热处理工艺。物理冶金机制上可采用再结晶控轧，未再结晶控轧，两相区控轧，以及目前的研究热点——形变诱导铁素体相变机制等。

中、低压锅炉钢板可采用常规轧制或控制轧制与控制冷却方法，无需轧后热处理，即可满足性能要求。对于高压、超高压锅炉用低合金钢板和特厚规格钢板需要热处理工艺。对于中、低压锅炉用钢板如果需热处理，其工艺较为简单，可采用正火处理工艺，例如 20 g 等钢种。



对性能的检测，包括常规性能检测，U形缺口时效冲击试验，以及部分锅炉钢板的高温拉力检验和逐张超声波检验等是保证钢材质量、性能的关键。对焊接性能的评估包括焊接性能和焊接接头的安全运行能力。技术指标包括碳当量计算、焊接裂纹敏感性计算、热硬性区硬度测试、斜Y型坡口焊接裂纹试验等，最终要检验实物质量能否满足应用技术要求。

锅炉钢板的生产，在我国较为普遍的是中、低压锅炉钢板的生产，高压、超高压及电站锅炉钢板生产较少，需要进一步发展以满足不同规格和领域的需要。钢板冶金质量需要进一步提高，完善冶炼、炉外精炼和连铸技术，提高洁净度、均匀性和成分的精确控制。进一步开展控轧控冷技术的应用研究，提高钢板的综合性能。重视钢板表面质量，以满足经济飞速发展的需要。

锅炉及压力容器用非合金钢标准如下：

GB/T 13304—1991 规定锅炉和压力容器用碳素钢，例如 GB 713、GB 3087、GB 6653、GB 6654、GB 5310、GB 6479 等规定的碳素钢板、钢带和钢管为优质非合金钢。其中包括 GB 713 规定的锅炉用 20 g 碳素钢板，GB 3087 规定的低中压锅炉用 10、20 钢无缝钢管，GB 5310 中规定高压锅炉用 20G 无缝钢管，GB 6653 中规定的 20HP、15MnHP（HP245 ~ HP295）焊接气瓶用钢板。GB 6654 中规定的压力容器用 20R 碳素钢厚钢板。这类钢主要用于制造锅炉和压力容器壳体、热交换器管件等结构件，必须满足标准规定的高温和低温的特殊性能要求，保证最低强度值和足够的韧性，并有实用的焊接性能，以保证设备和人身安全。质量控制要比普通优质钢严格。

4 桥梁用非合金钢

桥梁用钢板主要用于铁道桥梁和公路桥梁。

碳素钢板 16q 用于制造焊接桥梁结构；Q235q 用于制造铆接的桥梁结构。桥梁钢板要求镇静钢，Q235q 根据用户要求也可以使用沸腾钢。

对于桥梁钢板，用户要求的板厚越来越厚，强度越来越高，整批钢板性能一致，整块钢板性能差小，钢板的纵横向性能差尽量小，同时要求良好的表面质量。为了增加强韧性，在采用增加元素和降低碳当量以外，轧制工艺上也需采取必要措施细化微观组织，碳素钢板主要采用轧制工艺方法细化铁素体晶粒。桥梁用热轧碳素钢板通常以热轧状态交货，但也可以以热处理态供货。热处理一般为正火处理，目的是细化晶粒，提高强韧性。

桥梁用钢板需要注意检测以下几方面：内部质量检查，例如断口组织中的气泡、裂纹、缩孔、疏松等缺陷的检查；尺寸、板形检查；各项性能检查；焊接试验检查等。

桥梁用钢板的发展特点如下：需求量将会逐年增加，强度级别向更高发展，需要更加宽的厚板（如宽度为 5 m 以上），具有一定的耐蚀和耐候性能，微观组织的超细化等特征。

GB/T 13304 中规定桥梁用非合金钢有 YB168 中的 16q，GB/T 714 中规定质量为 C 级的 Q235q。其物理化学性能和工艺性能可对比参照相应牌号的碳素钢。

5 铁路用非合金钢

铁路用钢以重轨和车轮轮箍生产为代表。

（1）重轨用非合金钢

我国目前已建立了 38、43、50、60、75 kg/m 重轨生产系列。我国最早的重轨标准是重暂 1—53《重轨技术条件》、重暂 2—53《重轨品种》均采用原苏联标准。1955 ~ 1963 年进行几次修改，接近美、日标准，但因生产中存在一些问题，没能全面执行。经过多年生产实践和系统研究，1977 年制定出 GB 2585—81《铁路用每米 38 ~ 50 kg 重轨技术条件》。1987 年制定了 YB/T 68—1987《铁路用每米 38 ~ 60 kg 重轨》反映了生产技术的进步和铁路的发展。

重轨的冶金质量直接关系到使用寿命和行车安全。各国重轨标准中对冶炼、轧制等生产工艺有一定要求。为了净化钢质许多国家采用转炉 + 炉外精炼方法生产重轨。我国的 50 ~ 60 kg 重轨生产也采用炉外精炼技术 + 连铸坯轧制技术，已获得成功。

重轨的尺寸和外观质量包括：重轨尺寸偏差；重轧弯曲度；重轨表面质量。随着铁路运输速度越来越高，尺寸精度要求也越来越严格，我国已经能够生产时速 350 km 的重轨，技术已经达到世界先进水平，但是重轨整体生产水平不高的局面并没有彻底改变，还需要进一步发展，采用万能轧机生产重轨是发展趋势，我国鞍钢和攀钢有万能轧机生产线。

世界各国根据本国情况，发展了不同特色的重轨。可分为普通轨和高强轨（抗拉强度大于 980 MPa 为高强轨）。按材质，普通轨一般为碳素钢轨和中锰钢轨，高强钢轨一般是普通轨添加合金元素，或者对普通轨进行热处理。

碳素钢轨生产较为普遍。其强度和耐磨性与硬度有关，取决于化学成分。碳元素是提高硬度和强度最经济最有效的元素。用于重轨生产的碳素钢的碳元素含量可达共析钢的成分水平。根据重轨单重不同，碳含量也不同，单重增加，碳含量的上限也增加。

铁路的发展是重载化、高速化，因此要求重轨具有在速度、曲率、轴重、润滑、修磨等各种恶劣条件下能够相适应的硬度和强度。对于普碳钢重轨采取全长热处理方法达到提高强度和硬度的目的。对普碳钢轨进行热处理强化，是一种简单方法，其强度可达 1 200 MPa 以上，韧塑性比轧态提高 1 倍以上。

综上所述，对于重轨的质量要求有以下几个方面：

1）重型化　轨重同铁路运量、轴重、速度成正比，增加重轨的单重，提高其刚度，可增加高速重载的平稳性和安全性，采用 50 kg/m、60 kg/m 重轨是铁路建设的方向。

2）注重强韧性和综合性能的提高　铁路高速重载需要重轨有更高的强韧性、更高的耐磨性、抗压溃性能和抗脆断性能。重轨的磨损主要为接触性疲劳失效，由于屈服强度不足和全轨面上的硬度不均造成波浪形磨损，因此在大力提高重轨的抗拉强度的同时，必须注重屈服强度和均匀伸长率的提高，通过热处理、合金化、优化轧制工艺等手段提高其综合性能。

3）钢质的洁净化　钢材内部的有害夹杂是造成疲劳破坏的主要原因。提高重轨用钢材的冶炼水平，减少夹杂物数量和尺寸或使夹杂物无害化是提高重轨综合性能，延长其使用寿命根本措施。

4）耐腐蚀和良好的低温性能　中国幅员辽阔，气候变化复杂。在南方的潮湿大气环境下使用耐大气腐蚀的钢轨，在北方寒冷气候使用低温性能良好的钢轨，是延长使用寿命的合理选择。

5）焊接性　焊接无缝铁路已是当前发展方向，可以延长钢轨寿命 15% 以上，因此要求钢轨应具有良好的焊接性。

6）高尺寸精度　钢轨高尺寸精度，才能保证列车的高速运行，延长钢轨的使用寿命。

（2）车轮及轮箍用非合金钢

目前能够生产整体辗钢车轮的国家约有 19 个。马鞍山钢铁公司（马钢）是我国惟一的专业生产厂。1963 年 10 月马钢建立车轮轮箍厂同时，由冶金部、铁道部联合发出“关于马钢试生产轮箍技术条件等问题的决定”，是国内首次发布车轮、轮箍生产的技术协议性文件。经过多年的修改和各



种技术数据积累，1988年1月，国家颁布了正式标准GB/T 8601《铁路用辗钢整体车轮》和GB/T 8602《铁路用粗制轮箍》。

化学成分的合理控制与钢质净化程度是决定车轮、轮箍使用性能和使用寿命的重要条件。车轮、轮箍用钢为碳-锰系列钢种。我国标准规定碳含量（质量分数）在0.55%~0.65%范围内，锰含量（质量分数）规定在0.50~0.80%范围内，没有根据具体应用情况进行调整。磷、硫作为有害元素应尽量降低其含量。目前制造厂质量问题报废的主要与夹杂物有关。

由于车轮、轮箍的使用条件复杂，与轴重、车速、铁路质量、环境等因素有关，因此对车轮、轮箍的热处理质量要求十分严格。对车轮和轮毂的热处理主要采取两种工艺方式：等温处理和调质处理。前者可以排除氢气，消除白点缺陷的产生，后者可以得到良好的综合性能，减少踏面、轮缘的磨耗、剥离和辗堆等使用缺陷。

对于车轮、轮箍的形位控制，包括三方面：尺寸控制，形位控制，表面质量控制。车轮毛坯压轧尺寸的正确控制是基本的尺寸控制。其控制难度在于非加工部位的尺寸、形状及位置不易保证，形位关系的控制尤为突出。车轮热处理工序安排在车轮加工工序之前，可使轮辋内侧面不平度、内侧轮辋面平行度得到保证。为保证表面质量允许对整个车轮进行车削。允许除轮毂和轮辋与辐板的过渡处用砂轮清理表面缺陷和不平整。车轮表面的缺陷不允许用气割、焊接、喷涂和化学镀覆等方法进行修正。

我国车轮的生产水平与先进国家还有差距，主要表现在：①冶金质量欠佳，钢质洁净度不高。②车轮性能不稳定，轮辋截面性能不均，踏面磨损较快，轮缘硬度低，使用寿命短。③车轮的外形尺寸及表面质量的问题是外径小、轮缘薄、毂短、凹陷，粗糙度超标。轮箍的外形尺寸及表面质量的问题是尺寸精度不高、表面质量欠佳、内径面存在折叠。

路用非合金钢的相关标准包括：

1）铁道用普通质量的碳素钢　GB/T 11266轻轨垫板用碳素钢和GB/T 2826钢轨垫板用碳素钢；

2）铁道用优质碳素钢　GB/T 2585中重轨用U71、U74碳素钢，GB/T 8601中CL60B碳素钢辗钢整体车轮，GB/T 8602中LG60B、LG65B碳素钢粗制轮箍，YB/T 354钢轨用鱼尾板用碳素钢。

3）铁道用特殊质量要求非合金钢　GB/T 5068中车轴坯，牌号LZ、JZ，GB/T 8601中辗钢整体车轮，牌号CL60A、GB 8602中规定的粗制轮箍钢，牌号为LG60A、LG65A。

上述碳素钢种与普通碳素钢和优质碳素钢的相应牌号化学成分相同或相近，其物理化学性能和工艺性能可对比参照。

6　非合金钢建筑钢筋

建筑用钢筋主要用于混凝土结构或预应力混凝土结构的配筋。作为工程结构的主要材料之一，被广泛用于工业与民用建筑，其质量的优劣直接影响工程结构的正常使用和安全，需要不断提高其质量和增加品种以满足不同行业的需要。钢筋小规格生产中卷成盘条供货，大规格直条供货。钢筋按强度级别分为Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ级。其强度逐级升高，Ⅳ主要用于预应力钢筋用，还有高于Ⅳ级钢筋强度的热处理钢筋和精轧螺纹钢筋等预应力钢筋。钢筋的化学成分分为碳素钢钢筋和低合金钢钢筋。目前我国属于非合金钢钢筋的只有低碳钢钢筋Q235，其强度较低，塑性、韧性及焊接性较好。钢筋按加工工艺可分为热轧钢筋、冷加工钢筋（冷轧、冷拉、冷扭）、热处理钢筋（调质处理、轧后余热处理）。钢筋按其表面形状分为光圆钢筋和带肋钢筋。Ⅰ级钢筋为光圆外形，其余均为带肋钢筋。

对于钢筋性能基本要求如下：

1）强度　在拉伸状态下对屈服强度σ_s和抗拉强度σ_b的要求。我国钢筋要求有明确拉伸屈服台阶，来保证结构破坏前有变形征兆。对于预应力混凝土结构钢筋要求具有高的屈服强度，使之增大预应力值，提高构件的刚度和抗裂性能，提高结构承载能力。对于抗震钢筋规定了强屈比σ_s/σ_b的要求。

2）塑性　对钢筋拉伸试样的伸长率δ_5或δ_{10}，以及面缩率ψ均有明确规定。对钢筋的冷弯和反弯也列入考核指标。

3）焊接性能　通常用碳当量来估计。普通碳素钢筋具有良好的焊接性能。

4）与混凝土的黏结性能　即为通常所说的握裹力。黏结力由三部分组成：混凝土中水泥胶体与钢筋表面的化学胶凝力；接触面之间的摩擦力；钢筋表面凸肋与混凝土的机械咬合作用。光圆钢筋的粘结力为前两种，带肋钢筋主要为机械咬合力。

对于钢筋的使用性能要求：

1）疲劳性能　采用疲劳极限来衡量，通常把钢材通过10^7反复加载而不断裂的最大应力称为材料的疲劳极限。

2）应力松弛性能　钢筋受力后，长度保持不变，钢筋中应力随时间增长而降低的现象称为应力松弛。应力松弛性能为钢筋的一项重要指标。

3）低温性能　指钢筋在零度以下使用或加工的性能。包括：①低温拉伸性能，通常最低在-40℃下进行。随温度降低钢材强度上升，塑性下降。一般热轧钢筋，在-40℃条件下其塑性也能满足要求；②低温冲击性能，钢筋的冲击韧度（a_K）随温度降低而降低，钢材逐渐变脆，因此需要确定韧脆转变温度。目前韧脆转变温度所对应的冲击韧度值没有明确规定，通常以a_K值在25.5 J/cm^{2}或33.3 J/cm^{2}时对应的温度作为韧脆转变温度；③低温焊接性能。它是在环境温度低于-5℃条件下进行钢筋的闪光焊或电弧焊的接头性能。我国规定当环境温度低于-20℃时，不得进行焊接。

随着冶金工业的技术进步和国民经济的发展，我国钢筋标准的变化大致可分为三个阶段：第一阶段，建国初期至20世纪60年代，我国标准逐步建立。最早重111—55《钢筋混凝土结构用热轧螺纹钢筋》，1963年和1965年推出修订版YB/T 171—1963，YB/T 171—1965，基本参照原苏联同类产品标准。第二阶段，20世纪60年代中期到70年代末，进行两次修订形成了YB/T 171—1969，YB/T 171—1979，并且该时期制定了YB/T 2005—1978《预应力混凝土用热处理钢筋》，该阶段逐步形成了中国自己的钢筋体系。第三阶段20世纪70年代末至今，进行较大规模修订，接近国际先进水平。1984年、1991年和1998年制定国际GB/T 1499—1984、GB/T 1499—1991、GB1499—1998《钢筋混凝土用热轧带肋钢筋》，修订YB/T 2005—1978上升为GB/T 4463—1984。1991年制定出GB/T 14013—1991《钢筋混凝土用热轧光圆钢筋》和GB/T 13014—1991《钢筋混凝土用余热处理钢筋》。

目前，建筑用非合金钢为GB/T 13013中Q235普通质量光圆钢筋。优质非合金钢中的预应力及混凝土钢筋用优质非合金钢，目前未见国家标准。

编写：杨忠民（钢铁研究总院）



参 考 文 献

1 施惠生主编．材料概论．上海：同济大学出版社，2003
2 藤长岭编著．中国钢分类．北京：中国标准出版社，1997
3 《钢铁材料手册》总编辑委员会编著．钢铁材料手册：第1卷，碳素结构钢．北京：中国标准出版社，2003
4 《钢铁材料手册》总编辑委员会编著．钢铁材料手册：第1卷，碳素工具钢．北京：中国标准出版社，2003
5 机械工程材料性能数据手册编委会编．机械工程材料性能数据手册．北京：机械工业出版社，1994
6 冶金工业部钢铁研究院，孙珍宝，朱谱藩，林慧国、俞铁珊主编．合金钢手册：下册．北京：冶金工业出版社，1992
7 朱学仪，陈训浩编．钢的检验．北京：冶金工业出版社，1992
8 ВИАМ．航空材料手册（中译本），结构钢：第一卷．1994
9 金属手册，案头卷．北京：机械工业出版社，1992
10 金属手册，第十四卷．北京：机械工业出版社，1994
11 焊接材料研制理论与技术．北京：冶金工业出版社，2002



第 6 篇

低 合 金 钢

主 编 董 瀚 雍歧龙 刘清友 杨才福

编 写 董 瀚 雍歧龙 张永权 刘清友
王祖滨 江社明 汪 兵 王向东
陈小平 张 晨 杨才福 马党参

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会





第1章 概 述

1 低合金钢的定义

低合金钢是在非合金钢的基础上，加入少量合金元素，提高钢材的强度或改善其某方面的使用性能，而发展起来的工程结构用钢。

最早使用的钢铁材料主要是非合金钢，钢中仅有意加入并控制其碳含量，目前一般把以铁为主要元素、碳含量（质量分数）一般在2%以下的铁碳合金称之为钢（铬钢中碳含量可能大于2%，但2%通常是钢和铸铁的分界线）。随着钢铁材料的发展和钢铁生产技术的进步，人们发现，在钢中加入合适的合金元素，可以使钢材的力学性能明显提高，甚至可以使钢材具有其他一些有益的性能（例如耐腐蚀性能、耐高温或低温性能、耐磨性能、电磁性能、加工性能等），由此逐步发展起来各种各样的合金钢。而根据钢中所含合金元素的量，可将合金钢分类为低合金钢和合金钢。

低合金钢最早出现于19世纪70年代，在20世纪50年代以后才逐渐形成钢类，进行大规模工业化生产，并获得十分广泛的应用。目前世界钢产量中有70%以上属于工程结构用钢，而工程结构用钢中60%以上均属于低合金钢。由于国民经济各行业使用的工程结构用钢对钢材性能的要求越来越高，因而低合金钢的发展相当迅速，所占比例还将不断提高。

为了深入明确低合金钢的定义，还必须进行较为深入的讨论。

众所周知，非合金钢和合金钢的区分是比较明确的。非合金钢是指含铁、碳和为了冶炼生产技术而需要加入少量的硅（Si0.5%）、锰（Mn1.0%）以及不可避免地存在的磷、硫等杂质元素的钢。合金钢则是指为了获得较高的性能组合而加入某种或多种特殊合金元素的钢，其中也包括硅含量（质量分数）在0.5%以上或者锰含量（质量分数）在1.0%以上的钢。

绝大部分非合金钢或多或少地都含有合金元素，但这些合金元素不是故意加入的，而且含量一般都不高，质量分数大多在0.5%以下。这些合金元素的来源有二：一是废钢中带来的；二是用共生矿冶炼的生铁带来的。废钢带来的合金元素量一般均较少，例如镍、铬、铜、钼等元素，质量分数大都在0.3%以下；但是共生矿带来的合金元素量可能会较高，例如以某些特殊矿山冶炼的生铁为原料的钢厂所生产的非合金钢中的铜含量（质量分数）会达到0.5%以上。

但是，在低合金钢与非合金钢、低合金钢与合金钢之间，有时很难做出明确的区分。

有的作者建议用下列的方式来划分：主要合金元素含量（质量分数）在2%以下，或者各种合金元素的总含量达3%～5%的钢称之为低合金钢；当主要合金元素的含量为2%～5%或合金元素的总含量达5%～10%时，称之为中合金钢；当合金元素的含量更高时，则称为高合金钢。

然而，后来发现，有的合金元素在含量甚微时就可能发生重要的合金化作用（例如硼、铌、钒、钛等），而按合金元素总含量进行区分则很难将主要含这些元素的钢归类于低合金钢或合金钢。

为了解决这一问题，我国国家标准GB/T 13304—1991在参照国际标准ISO 4948/1和ISO 4948/2的基础上，明确规定了非合金钢、低合金钢和合金钢中合金元素含量的基本界限值。如表6.1-1所示。

表6.1-1 非合金钢、低合金钢和合金钢中合金元素规定含量的界限值（质量分数）（GB/T 13304—1991）

%

合金元素	非合金钢	低合金钢	合金钢
Al	<0.10	—	≥0.10
B	<0.000 5	—	≥0.000 5
Bi	<0.10	—	≥0.10
Cr	<0.30	0.30～<0.50	≥0.50
Co	<0.10	—	≥0.10
Cu	≤0.10	0.10～<0.50	≥0.50
Mn	<1.00	1.00～<1.40	≥1.40
Mo	<0.05	0.05～<0.10	≥0.10
Ni	<0.30	0.30～<0.50	≥0.50
Nb	<0.02	0.02～<0.06	≥0.06
Pb	<0.40	—	≥0.40
Se	<0.10	—	≥0.10
Si	<0.50	0.50～<0.90	≥0.90
Te	<0.10	—	≥0.10
Ti	<0.05	0.05～<0.13	≥0.13
W	<0.10	—	≥0.10
V	<0.04	0.04～<0.12	≥0.12
Zr	<0.05	0.05～<0.12	≥0.12
La系（每一种元素）	<0.02	0.02～<0.05	≥0.05
其他规定元素（S、P、C、N除外）	<0.05	—	≥0.05

注：La系元素含量，也可为混合稀土含量总量。

此外，在铜、铬、钼、镍4种元素中，当有两种以上同时存在于钢中时，对于低合金钢，应同时考虑这些元素的含量的总和应不大于表中每种元素规定最高界限值总和的70%，若这些元素的含量的总和大于表中所规定的每种元素最高界限值总和的70%，则即使每种元素的含量均低于规定的最高界限值，也应归属于合金钢。该原则也同样适用于铌、钒、钛、锆4种元素。

然而，由于低合金钢在很大程度上是以使用性能作为主要交货验收指标的，在保证所需使用性能且不损害其他可能需要的性能的基础上，允许钢厂在生产低合金钢时其化学成分中某种或某几种元素的含量适当超过界限值，这样，尽管其按化学成分考虑已成为合金钢，但仍按低合金钢生产销售。例如，根据表6.1-1，低合金钢的锰含量最高界限值为1.4%，但实际生产的很多低合金钢种的锰含量可达到1.6%～1.7%，而适当偏高的锰含量对钢材使用性能有益无害，同时对生产成本的影响也很小，因而钢厂和用户均认可其仍然是低合金钢而不是合金钢。同样，微合金元素加入的上限也可突破表6.1-1的最高界限值。

合金元素加入低合金钢中后，其最重要的特点是使钢材的强度明显提高，因而通常也将低合金钢称为低合金高强度钢。

在美国和欧洲，这一类材料被称之为高强度低合金钢（high strength low alloy steels 或简称为 HSLA Steels)；在日本曾被称之为高强度钢（高张力钢），但近年来也普遍称之为高强度低合金钢；在前苏联被称之为低合金建筑钢（Низколегированные Сгроигельные Сгалн），而 1988 年苏联国家标准则把这一类材料定名为高强度钢（Сгали Повышенной Прочности）。在我国，这--类钢的名称也有过几次变化。在 20 世纪 50 年代末钢种发展的初期，定名为低合金高强度钢；在 20 世纪 60 年代中期大量推广时，曾易名为普通低合金钢；在 20 世纪 70 年代以后，为了强调该类钢属于优质钢(杂质元素控制较为严格)，以区别于普通非合金钢，而去掉了“普通”二字，称之为低合金结构钢，简称低合金钢；目前则广泛称之为低合金高强度钢，而在对外交流中，也普遍采用高强度低合金钢（HSLA Steels）的名称。

由于名称不同以及各国经济发展阶段的差异，各国低合金高强度钢所包含的钢类也不尽相同。例如，美、欧、日的高强度低合金钢主要包括桥梁、船舶、容器、建筑、车辆等方面用的可焊接结构钢；而在前苏联的低合金建筑钢标准中，除上述用途钢种外，还包括低合金钢筋钢；在我国，钢种发展的初期，只包括桥梁、船舶、容器、建筑等方面使用的钢种和低合金钢筋钢，以后在不断的发展过程中，范围逐渐扩大，纳入了矿山机械用耐磨低合金钢和铁路用低合金钢轨钢。因此，在使用各国低合金高强度钢的统计数字以及我国低合金高强度钢发展各历史时期的统计数字时，应考虑统计口径的差别，注意相关数据的可比性。

关于低合金高强度钢的定义，各国的专门机构和科学工作者的见解也不尽相同。

美国钢铁学会（AISI）曾对这类钢给出如下定义：“高强度低合金钢是一种专门类别的钢，在这类钢中，由于除碳而外，还有意地加入了一种或多种合金元素，从而使其力学性能提高，并且在大多数情况下，还使之具有良好的抗腐蚀性能。这类钢通常以轧制状态交货，或根据焊接要求以退火、正火或消除应力状态交货，一般情况下是以保证最低力学性能来供货的。”

日本的《高强度钢低温用钢的焊接》一书中对高强度钢有如下的定义：“高强度钢是考虑焊接性能的抗拉强度在 490 MPa 以上的低碳低合金结构用钢”。

И.М.Ллейкин 和 В.Г.Чернашкин 认为，将钢分为低合金钢与否，不仅应当依据钢的合金含量（合金元素质量分数达到 4% ~ 4.5%)，而且还应当根据钢的用途及物理性能来决定。例如，应当将在热轧状态下具有不低于 325 MPa 屈服强度的钢划分为低合金高强度建筑钢。

我国《材料科学和工程百科全书》对高强度低合金钢的定义如下：“高强度低合金钢是屈服强度大于 275 MPa 的钢，加入合金元素的目的在于提供特定的所需的综合性能，例如强度、韧性、成形性、焊接性和耐大气腐蚀性。高强度低合金钢是传统的，以型、板、棒材供货，用于铆接、栓接或焊接的桥梁和建筑结构材料的低碳软钢的优良的替用品”。

笔者认为上述定义或介绍都各有一定的侧重面，因而从总体上应该更加明确。低合金高强度钢的定义中应该对合金元素含量的上限、强度指标（屈服强度或抗拉强度）的下限、具备的性能特点和主要的应用方面有比较明确具体的规定。因此，这里将低合金高强度钢定义为：低合金高强度钢是合金元素含量满足国家标准 GB/T 13304 所规定的低合金钢的界限值，屈服强度在 275 MPa 以上，具有良好的焊接性、耐蚀性、耐磨性和成形性，通常以板、带、型、管等钢材形式直接供货使用的工程结构用钢。

该定义首先明确低合金高强度钢应归属于以钢材形式直接使用的工程结构用钢，由此与需要进行机械加工后再使用的合金结构钢进行明显区分；其次，对合金元素含量的限制和对强度性能的最低要求是该钢类的名称所确定的，随着钢铁材料的发展，今后也许会对其强度下限有所调整。

近半个世纪以来，微合金钢得到了非常迅速的发展。Noren 曾经给出微合金钢的如下定义：“微合金钢的基本化学成分类同于未合金化的结构用钢，在很多情况下它是一种含锰合金钢或低合金钢，其中添加了少量合金元素……这种元素对钢的一种或几种性能具有很强的或者是显著的影响，而其添加的量比钢中传统意义的合金元素含量小 1 ~ 2 个数量级。如铝处理钢就是一例，其中铝的作用无疑是微合金元素，这种元素的其他例子是钒、钛、铌和硼”。由此可见，微合金钢也属于低合金高强度钢。同时，由于微合金钢的优异的性价比，目前低合金高强度钢的大部分钢种都或多或少地加入了微合金元素，使得微合金钢成为低合金高强度钢最重要的发展方向。

关于强度，在不同工程结构的设计中采用了不同的设计准则，因而需要根据不同的工程结构考虑采用不同的强度指标。目前，由于大部分工程结构设计采用屈服强度，即工程构件一旦发生明显塑性变形就判定失效，因而低合金高强度钢的强度下限采用的是屈服强度指标。有的作者认为，屈服强度比普通非合金软钢高 50% 以上的才叫高强度钢，因为这样才能显示高强度钢的优越性。典型的普通非合金结构钢的屈服强度为 235 MPa，因而高强度钢的下限值应为 355 MPa。但是，从综合性能方面考虑，有些工程结构，特别是一些轻型薄壁结构，为了确保良好的成形性、耐腐蚀性和焊接性，屈服强度不宜太高，比 235 MPa 高一个强度级别即能带来明显的效益，因而把低合金高强度钢的屈服强度下限值定为 275 MPa 是适宜的。

随着钢铁工业特别是相关制造业的发展，很多工程结构中也广泛采用抗拉强度作为设计强度指标，且同时规定屈强比的上限以保证冷成形性和使用安全性，例如，汽车用钢已普遍要求钢材具有较低的屈强比，这就要求钢材具有较高的抗拉强度和适当低的屈服强度，这时的高强度含义将主要是提高钢材的抗拉强度。因此，在今后的发展过程中，很可能会将低合金高强度钢分为高屈服强度和高抗拉强度两类而分别定义。

关于供货状态，定义中不宜加以限制，应该允许采用现代冶金工艺的最新发展，例如调质、控制轧制和控制冷却、连续退火等工艺来充分发挥低合金钢的潜力，提供更好的综合性能。但定义中明确表明低合金高强度钢是以钢厂供货状态直接使用的，由此区别于机械制造用的低合金结构钢。

在应用形式方面，我们认为无须进行限定，因而删除了“用于铆接、栓接或焊接的桥梁和建筑结构材料的低碳软钢的优良的替用品”的表述，而采用范围十分广泛的“工程结构用钢”来进行表述。

最后，需要指出的是，尽管低合金高强度钢是低合金钢中最为重要且生产使用量最大的钢类，因而在国际上很多国家均不采用低合金钢（low alloy steel）的名称而直接称为高强度低合金钢（high strength low alloy steels)。然而，根据我国的实际情况，低合金钢并不完全等于低合金高强度钢，除了低合金高强度钢之外，还有一些用途的低合金钢并不一定需要高的强度，而是需要钢材在其他方面具有比非合金钢更高的性能，例如低合金冲压用钢、低合金耐腐蚀钢、低合金耐磨钢等，它们在生产和使用中更为注重的分别是冷冲压性能、耐腐蚀性能、耐磨性等，它们仍属于低合金钢但并不能完全归类于低合金高强度钢。

然而，鉴于低合金高强度钢在低合金钢中的重要性和普遍性，本章作为概论，将重点讨论低合金高强度钢的有关共性问题，在一定程度上也适当考虑其他低合金钢的合金化原



理，但相关的特殊问题的深入讨论则请参阅相关章节。

2 低合金钢的标准

世界各工业发达国家中，低合金高强度钢标准的名称和适用范围都不尽相同。一般来说，由国家或行业组织制定通用标准，公司或钢厂制定自己的专业标准。此外，国际标准化组织（ISO）也曾发布过国际通用标准来协调各国对低合金高强度钢的要求，对贸易往来和技术交流都非常有用。

2.1 中国标准

我国第1个低合金高强度钢标准于1959年制定发布，其后经过多次修订，并由部颁标准升为国家标准。1988年发布的国家标准GB/T 1591—1988名为“低合金结构钢”。标准适用于普通结构用钢板、钢带、型钢和棒材。标准中列入了屈服强度为295~440 MPa范围的17个钢号。

GB/T 1591—1988低合金结构钢标准有些类似国际上的企业标准，即对钢号的化学成分和力学性能都作了具体的规定。这样做虽然方便标准的执行，但是不利于钢种的发展，更不利于我国的钢铁产品进入国际市场。因为国家标准无论如何也不可能把各生产厂的钢号都纳入进来，而且标准既定以后，在一段时期内又不能变化和发展。

1992年，我国低合金钢标准又进行了一次重大的修订。新旧标准对比，有如下一些重要变化。

1）标准名称　参照国际上通用的叫法，改名为“低合金高强度结构钢”，反映了这类钢的共同特点，即合金含量低，强度性能高，适用于工程结构。

2）牌号表示方法　采用ISO标准和GB/T 700—1988的牌号命名方法，由屈服强度汉语拼音字母字头、屈服强度数值和质量等级3部分代号组成。例如，质量等级为A级的16Mn钢牌号为Q345-A。

3）强度等级系列与牌号　新标准有5个强度等级系列和牌号：Q295、Q345、Q390、Q420和Q460。

4）质量等级　按不同强度等级和用途对钢材韧性的要求，分为不同的质量等级。工程结构用低合金钢质量共分5个等级：A、B、C、D、E。A级不做冲击试验，后4个等级分别做+20℃、0℃、-20℃、-40℃冲击试验。其中Q295只有A、B两个等级，而Q460只有C、D、E三个等级。

5）化学成分　新标准按不同质量等级规定不同的化学成分，特别是对硫和磷的要求不同。另外一个特点是规定了添加钒、铌、钛、铝等细化晶粒元素。为了利用国内资源和改善性能，标准中规定可以加入稀土元素，其加入量为质量分数0.02%~0.20%。

新标准GB/T 1591—1994（见表6.1-2和表6.1-3）已经在1994年发布，自1995年1月1日起实施。作为过渡办法，新旧标准同时执行一段时期，到1998年全面执行新标准。

此外，新旧低合金结构钢标准钢号对比见表6.1-4，可供使用时参考。

表6.1-2　我国低合金结构钢的化学成分（质量分数）（摘自GB/T 1591—1994）　%

钢号	质量等级	C ≤	Mn	Si ≤	P ≤	S ≤	V	Nb	Ti	Al ≥	Cr ≤	Ni ≤
Q295	A	0.16	0.80~1.50	0.55	0.045	0.045	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	—	—	—
	B	0.16	0.80~1.50	0.55	0.040	0.040	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	—	—	—
Q345	A	0.20	1.00~1.60	0.55	0.045	0.045	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	—	—	—
	B	0.20	1.00~1.60	0.55	0.040	0.040	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	—	—	—
	C	0.20	1.00~1.60	0.55	0.035	0.035	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	—	—
	D	0.18	1.00~1.60	0.55	0.030	0.030	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	—	—
	E	0.18	1.00~1.60	0.55	0.025	0.025	0.02~0.15	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	—	—
Q390	A	0.20	1.00~1.60	0.55	0.045	0.045	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	—	0.30	0.70
	B	0.20	1.00~1.60	0.55	0.040	0.040	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	—	0.30	0.70
	C	0.20	1.00~1.60	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70
	D	0.20	1.00~1.60	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70
	E	0.20	1.00~1.60	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.30	0.70
Q420	A	0.20	1.00~1.70	0.55	0.045	0.045	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	—	0.40	0.70
	B	0.20	1.00~1.70	0.55	0.040	0.040	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	—	0.40	0.70
	C	0.20	1.00~1.70	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70
	D	0.20	1.00~1.70	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70
	E	0.20	1.00~1.70	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.40	0.70
Q460	C	0.20	1.00~1.70	0.55	0.035	0.035	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70
	D	0.20	1.00~1.70	0.55	0.030	0.030	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70
	E	0.20	1.00~1.70	0.55	0.025	0.025	0.02~0.20	0.015~0.060	0.02~0.20	0.015	0.70	0.70

注：表中的Al为全铝含量，如果仅分析酸溶铝时，其含量应为≥0.010%。



表 6.1-3　我国新标准低合金结构钢的力学性能（摘自 GB/T 1591—1994）

钢号	质量等级	厚度（直径）/mm				σ_s /MPa	δ_5 /%	冲击吸收功 A_{KV}（径向）/J				180°弯曲试验，d 为弯心直径，a 为试样厚度（直径）/mm	
		≤16	>16～35	>35～50	>50～100			20℃	0℃	-20℃	-40℃		
		σ_P/MPa						≥				≤16	>16～35
Q295	A	295	275	255	235	390～570	23					$d=2a$	$d=3a$
	B	295	275	255	235	390～570	23	34				$d=2a$	$d=3a$
Q345	A	345	325	295	275	470～630	21					$d=2a$	$d=3a$
	B	345	325	295	275	470～630	21	34				$d=2a$	$d=3a$
	C	345	325	295	275	470～630	22		34			$d=2a$	$d=3a$
	D	345	325	295	275	470～630	22			34		$d=2a$	$d=3a$
	E	345	325	295	275	470～630	22				27	$d=2a$	$d=3a$
Q390	A	390	370	350	330	490～650	19					$d=2a$	$d=3a$
	B	390	370	350	330	490～650	19	34				$d=2a$	$d=3a$
	C	390	370	350	330	490～650	20		34			$d=2a$	$d=3a$
	D	390	370	350	330	490～650	20			34		$d=2a$	$d=3a$
	E	390	370	350	330	490～650	20				27	$d=2a$	$d=3a$
Q420	A	420	400	380	360	520～680	18					$d=2a$	$d=3a$
	B	420	400	380	360	520～680	18	34				$d=2a$	$d=3a$
	C	420	400	380	360	520～680	19		34			$d=2a$	$d=3a$
	D	420	400	380	360	520～680	19			34		$d=2a$	$d=3a$
	E	420	400	380	360	520～680	19				27	$d=2a$	$d=3a$
Q460	C	460	440	420	400	520～720	17		34			$d=2a$	$d=3a$
	D	460	440	420	400	550～720	17			34		$d=2a$	$d=3a$
	E	460	440	420	400	550～720	17				27	$d=2a$	$d=3a$

表 6.1-4　我国新旧低合金结构钢标准钢号对照

GB/T 1591—1994	GB/T 1591—1988
Q295	09Mn2V，09MnNb，09Mn2，12Mn
Q345	12MnV，14MnNb，16Mn，16MnRE，18Nb
Q390	15MnV，15MnTi，16MnNb
Q420	15MnVN，14MnVTiRE
Q460	

2.2　ISO 标准

1981 年公布的 ISO 4950 标准取名为“高屈服强度扁平钢产品”，共分 3 个部分：

第 1 部分 ISO 4950/1 为通用要求，规定了其生产方法、验收试验项目和检验方法。

第 2 部分 ISO 4950/2 为正火或控轧状态供应的钢产品，按屈服强度分为 4 个等级：E355、E390、E420 及 E460。其化学成分要求见表 6.1-5。表中对 C、Si、P、S 只规定了最高允许值，对 Mn 则规定了上、下限，对所有强度和质量等级的钢种都规定必须加入 Nb、V、Al、Ti 中至少一种细化晶粒元素，加入量如表 6.1-5 所示。此外，还规定了残余元素 Cr、Ni、Mo、Cu 的最高含量。钢材力学性能要求则见表 6.1-6。

第 3 部分 ISO 4950/3 为热处理（淬火 + 回火）状态下供应的钢产品。按屈服强度分为 6 个等级，即 E420、E460、E500、E550、E620 和 E690。其中 E420 和 E460 与第 2 部分钢

表 6.1-5　ISO 标准正火或控轧状态供应的钢产品的化学成分（质量分数）（钢包分析）　%

钢号	质量等级	C ≤	Mn	Si ≤	P ≤	S ≤	Nb	V	总 Al ≥	Ti	Cr ≤	Ni ≤	Mo ≤	Cu ≤
E355	CC	0.20	0.9～1.6	0.50	0.040	0.040	0.015～0.060	0.02～0.15	0.015	0.02～0.20	0.25	0.30	0.10	0.35
	DD	0.20	0.9～1.6	0.50	0.035	0.035	0.015～0.060	0.02～0.15	0.015	0.02～0.20	0.25	0.30	0.10	0.35
	E	0.18	0.9～1.6	0.50	0.030	0.030	0.015～0.060	0.02～0.15	0.015	0.02～0.20	0.25	0.30	0.10	0.35
E390	CC	0.20	1.0～1.6	0.50	0.040	0.040	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.30	0.70	0.30	0.50
	DD	0.20	1.0～1.6	0.50	0.035	0.035	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.30	0.70	0.30	0.50
	E	0.20	1.0～1.6	0.50	0.030	0.030	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.30	0.70	0.30	0.50



续表 6.1-5

钢号	质量等级	C ≤	Mn	Si ≤	P ≤	S ≤	Nb	V	总 Al ≥	Ti	Cr ≤	Ni ≤	Mo ≤	Cu ≤
E420	CC	0.20	1.0～1.7	0.50	0.040	0.040	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.40	0.70	0.40	0.60
	DD	0.20	1.0～1.7	0.50	0.035	0.035	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.40	0.70	0.40	0.60
	E	0.20	1.0～1.7	0.50	0.030	0.030	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.40	0.70	0.40	0.60
E460	CC	0.20	1.0～1.7	0.50	0.040	0.040	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.70	1.0	0.40	0.70
	DD	0.20	1.0～1.7	0.50	0.035	0.035	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.70	1.0	0.40	0.70
	E	0.20	1.0～1.7	0.50	0.030	0.030	0.015～0.060	0.02～0.20	0.015	0.02～0.20	0.70	1.0	0.40	0.70

表 6.1-6 ISO 标准正火或控轧状态供应的钢产品的力学性能

钢号	质量等级	σ_s/MPa				σ_b/MPa	δ_5/% ≥	A_{KV}/J≥		
		$t≤16$	$16<t≤35$	$35<t≤50$	$50<t≤70$			0℃	-20℃	-40℃
E355	CC	355	355	345	325	470～630	22	40		
	DD	355	355	345	325	470～630	22		40	
	E	355	355	345	325	470～630	22			27
E390	CC	390	380	370	350	490～650	20	40		
	DD	390	380	370	350	490～650	20		40	
	E	390	380	370	350	490～650	20			27
E420	CC	420	410	400	380	520～680	19	40		
	DD	420	410	400	380	520～680	19		40	
	E	420	410	400	380	520～680	19			27
E460	CC	460	450	440	420	550～720	17	40		
	DD	460	450	440	420	550～720	17		40	
	E	460	450	440	420	550～720	17			27

种有所交叉。实际上这两个强度等级的钢材，根据综合性能要求既可以采用非调质状态也可采用调质状态供应。热处理（淬火＋回火）状态下供应的钢产品的化学成分见表 6.1-7。与第 2 部分比较，取消了 CC 质量等级，提高了 Si、Ni、Cr、Cu、Mo 的上限值，细晶粒元素的要求与第 2 部分相同，且可以用 N、B 合金化。该类钢的力学性能要求见表 6.1-8。

表 6.1-7 ISO 标准热处理状态供应的钢产品的化学成分（质量分数） %

钢号	质量等级	C≤	Mn	Si	P≤	S≤
E420	DD	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.035	0.035
	E	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.030	0.030
E460	DD	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.035	0.035
	E	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.030	0.030
E500	DD	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.035	0.035
	E	0.20	0.7～1.7	≤0.55	0.030	0.030
E550	DD	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.035	0.035
	E	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.030	0.030
E620	DD	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.035	0.035
	E	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.030	0.030
E690	DD	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.035	0.035
	E	0.20	≤1.7	0.10～0.80	0.030	0.030

注：根据材料厚度和生产条件，生产厂可以在规定限度内加入以下一种或几种合金元素（质量分数）（%）：Ni≤2，Cr≤2，Cu≤1.5，Mo≤1.0，Ti≤0.20，Nb≤0.060，V≤0.10，Zr≤0.15，N≤0.020，B≤0.005。

表 6.1-8 热处理状态供应的钢产品的力学性能

钢号	质量等级	σ_s/MPa		σ_b/MPa	δ_5/% ≥	A_{KV}/J≥	
		$t≤50$	$50<t≤70$			-20℃	-50℃
E420	DD	420	400	530～680	18	40	
	E	420	400	530～680	18		27
E460	DD	460	440	570～720	17	40	
	E	460	440	570～720	17		27
E500	DD	500	480	610～770	16	40	
	E	500	480	610～770	16		27
E550	DD	550	530	670～830	16	40	
	E	550	530	670～830	16		27
E620	DD	620	600	720～890	15	40	
	E	620	600	720～890	15		27
E690	DD	690	670	720～940	14	40	
	E	690	670	720～940	14		27

2.3 美国标准

E.E.Fletcher 在《高强度低合金钢》一书中列举了美国各钢铁公司生产的将近 400 个钢种的化学成分和力学性能，其中绝大部分可以被 6 个 ASTM 标准（A242、A440、A441、A529、A572 和 A558）所覆盖。这 6 个标准所包括钢种的屈

服强度范围为 290 ~ 450 MPa。在 ASTM 标准中还有另外 10 个标准（A606、A607、A633、A690、A699、A709、A710、A715、A736 和 A737）也涉及低合金高强度钢。

ASTM242 名为高强度低合金结构钢，包括焊接、铆接和栓接结构用高强度低合金钢型材、板材和棒材，该类钢同时要求具有良好的抗大气腐蚀性，其抗大气腐蚀能力为含铜的非合金结构钢的 2 倍，为不含铜的非合金钢的 4 倍。该标准包括两种类型的钢种，第 1 种类型磷含量（质量分数）不高于 0.15%，第 2 种类型磷含量不高于 0.04%，但是碳和锰含量较高。两种类型铜含量（质量分数）最低都为 0.20%。厚度 19 mm 以下钢板保证最低为345 MPa的屈服强度。这些钢在大气中有时可不经涂漆使用。

ASTM440 名为高强度结构钢，包括 Mn-Cu 系高强度低合金钢型材、板材和棒材，主要用于铆接或栓接（不焊接的）桥梁和建筑物。通常不宜为用焊接，但是采取一定措施后材料也是可以焊接的。由于铜含量最低为 0.2% 者其抗大气腐蚀能力大约为不含 Cu 的非合金结构钢的 2 倍。厚度19 mm以下钢板保证最低为 345 MPa 的屈服强度。

ASTM441 名为高强度低合金 Mn-V 结构钢。除了可焊接和钒含量（质量分数）最低为 0.02% 以外，这些钢同 ASTMA440 钢种几乎一致，但这些锰钒钢可以用到 204 mm 厚度。当然，超过 100 mm 到 200 mm 厚的钢板只能保证最低为 275 MPa的屈服强度。

ASTM529 名为最低屈服强度为 290 MPa 的结构钢。该类钢主要是碳锰钢，钢中 0.2%（加质量分数）的 Cu，也可以不加。

ASTM572 名为结构级高强度低合金铌钒钢，包括 4 个强度等级的高强度低合金结构钢型材、板材、板桩和棒材。由生产者选择可以添加铌、钒和氮或其组合，加入量（质量分数）为：1 类——铌（0.005% ~ 0.05%），2 类——钒（0.01% ~ 0.15%），3 类——铌和钒（分别为 0.05% 和 0.02% ~ 0.15%），4 类——钒和氮（最高为 0.015%）。其 4 个强度等级的最低屈服强度和最大允许产品厚度为：

级别	最低屈服强度/MPa	最大厚度（直径）/mm
42	290	150
50	345	50
60	415	32
65	450	32

ASTM588 名为最低屈服强度为 345 MPa 的高强度低合金结构钢，包括主要用于焊接桥梁和建筑物的焊接、铆接或栓接结构用高强度低合金结构钢型材、板材和棒材。这些钢种的抗大气腐蚀能力为含铜的非合金结构钢的 2 倍，为不含铜的非合金钢的 4 倍。该标准包括 9 个强度等级，其化学成分存在明显差异。适当的合金化是为了在较厚的断面尺寸时可保证所需的力学性能和具备规定的抗大气腐蚀能力。当断面厚度或直径在 100 mm以下时，可以保证最低屈服强度为345 MPa。

ASTM633 名为正火的高强度低合金结构钢。这类钢特别适合用于低温（-45℃）和需要比热轧材具有更高缺口韧性的结构件。其包括 5 个强度等级，A 和 C 级为铌钢，B 级为钒钢，D 级为多元素低合金钢，而 E 级为钒氮钢。最大厚度可用到 150 mm。在 65 mm 以下的厚度时，A 和 B 级可保证最低屈服强度为 290 MPa，C 和 D 级为 345 MPa，E 级为415 MPa。

ASTM710 名为改进成形性的热轧高强度低合金钢板和钢带。本标准包括 4 个强度等级，即最低屈服强度为 345 MPa、415 MPa、480 MPa 和 550 MPa。按化学成分可以分为 7 类。标准中对各强度级别的冷弯试验也作了规定。

美国标准中另有两个行业规范和高强度低合金钢关系比较密切，这就是 SAE 和 API。

SAE 推荐的 J410C 包括 14 个等级。第 2 和第 3 位数字表示最低屈服强度，单位为 ksi，1 ksi 相当于约 7 MPa。强度后面加字母 X 表示含有微合金化元素铌、钒或氮，分别单加或复加，如果是完全镇静钢再加字母 K。例如，950XK 表示屈服强度为 50 ksi（即 345 MPa）的含微合金元素的完全镇静钢。

API 的 5LX 规范是针对管线用钢的，包括无缝钢管和焊接钢管。按钢号主要有 X42、X46、X52、X56、X60、X65 和 X70 共 7 个等级，钢号中的数字表示成品钢管的最低屈服强度，单位为 ksi。生产 X56 到 X70 级管线钢通常需要加入铌、钒、钛或它们的组合，由生产者自行选择。近年来，更高强度级别的管线钢不断被开发和生产，X52 级以下的管线钢基本被淘汰，而 X75、X80、X85、X90 级的管线钢已实现工业化生产，X100 至 X120 级的管线钢正在研制。

2.4 日本标准

日本 JIS 标准中 JIS G3106 包括了用于建筑、桥梁、船舶、车辆、石油贮槽及其他结构的焊接性能良好的热轧钢材，共有 5 个强度级别。除 SM400 外，其他都属于低合金高强度钢范畴。该标准钢材的化学成分、力学性能和冲击吸收功分别见表 6.1-9、表 6.1-10 和表 6.1-11。

标准中还对碳当量（%）做出了明确规定，要求按下式

表 6.1-9 日本结构钢材的化学成分

（质量分数） %

钢类	钢号	厚度/mm	C	Si	Mn	P	S
1	SM400A	≤50	<0.23	—	>2.5×C	<0.040	<0.040
		50 ~ 100	<0.25				
	SM400B	≤50	<0.20	<0.35	0.60 ~ 1.20	<0.040	<0.040
		50 ~ 100	<0.22				
	SM400C	≤50	<0.18	<0.35	<1.40	<0.040	<0.040
2	SM490A	≤50	<0.20	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040
		50 ~ 100	<0.22				
	SM490B	≤50	<0.18	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040
		50 ~ 100	<0.20				
	SM490C	≤50	<0.18	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040
3	SM490YA SM490YB	≤50	<0.20	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040
4	SM520B SM520C	≤50	<0.20	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040
5	SM570	6 ~ 50	<0.18	<0.55	<1.50	<0.040	<0.040

表 6.1-10 日本结构钢材的力学性能

钢类	钢号	拉伸试验							弯曲试验		
		钢材厚度/mm	σ_s/MPa	钢材厚度/mm	σ_b/MPa	钢材厚度/mm	试样号	δ_5/%	弯曲角度/(°)	内侧半径	试样号
1	SM400	>25 >24 >22	245 235 216	41 ~ 52	402 ~ 510	<5 5 ~ 16 16 ~ 50 >40	5 1A 1A 4	>23 >18 >22 >24	180	厚度的 1 倍	1
2	SM490	>33 >32 >30	324 314 294	50 ~ 62	490 ~ 608	<5 5 ~ 16 16 ~ 50 >40	5 1A 1A 4	>22 >17 >21 >23	180	厚度的 1.5 倍	1



续表 6.1-10

钢类	钢号	抗拉试验							弯曲试验		
		钢材厚度/mm	σ_s/MPa	钢材厚度/mm	σ_b/MPa	钢材厚度/mm	试样号	δ_5/%	弯曲角度/(°)	内侧半径	试样号
3	SM490Y	> 37 > 36 > 34	324 314 294	50 ~ 62	490 ~ 608	< 5 5 ~ 16 16 ~ 50 > 40	5 1A 1A 4	> 19 > 15 > 19 > 21	180	厚度的 1.5 倍	1
4	SM520	> 37 > 36 > 34	363 353 333	50 ~ 65	520 ~ 637	< 5 5 ~ 16 16 ~ 50 > 40	5 1A 1A 4	> 19 > 15 > 19 > 21	180	厚度的 1.5 倍	1
5	SM570	> 47 > 46 > 44	461 451 431	58 ~ 73	569 ~ 716	6 ~ 16 > 16 > 20	5 5 4	> 19 > 26 > 20	180	厚度的 1.5 倍	1

计算的碳当量小于 0.44%：

$$C_{eq} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Ni}{40} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} \qquad (6.1\text{-}1)$$

JIS G3114 则包括用于桥梁、建筑及其他结构的可焊接耐大气腐蚀热轧钢材，其强度级别与 G3106 相同，相应的化学成分、力学性能分别见表 6.1-12 和表 6.1-13。

表 6.1-11　日本结构钢材的冲击吸收功

钢类	钢号	冲击试验		试　样
		试验温度/℃	冲击吸收功/J	
1	SM400B SM400C	0 0	27.5 47.1	4 号轧制方向
2	SM490B SM490C	0 0	27.5 47.1	
3	SM490YB	0	27.5	
4	SM520B SM520C	0 0	47.1 47.1	
5	SM570	- 5	27.5	

日本焊接协会（WES）在焊接结构用高强度钢板规格中把屈服强度在 355 ~ 880 MPa 范围的低合金高强度钢分为 9 个档次。除了化学成分、力学性能要求外，还规定了焊接热影响区的最高强度（表 6.1-14）。对调质高强度钢还规定了按下式计算的焊接裂纹敏感性系数（表 6.1-15）。

$$P_{cm} = C + \frac{1}{30}Si + \frac{1}{20}(Mn + Cu + Cr) + \frac{1}{60}Ni + \frac{1}{15}Mo + \frac{1}{10}V + 5B \qquad (6.1\text{-}2)$$

表 6.1-12　日本耐大气腐蚀结构钢材的化学成分（质量分数）　%

钢类	钢号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Ni	其　他
1	SMA400 A，B，C	< 0.18	0.15 ~ 0.65	< 1.25	< 0.035	< 0.035	0.30 ~ 0.50	0.45 ~ 0.75	0.05 ~ 0.30	各钢号均可添加 Mo、Nb、Ti、V、Zr 及有利于耐大气腐蚀的元素，但这些元素总量不允许超过 0.15%
		< 0.18	< 0.55	< 1.25	< 0.035	< 0.035	0.20 ~ 0.35	0.30 ~ 0.55	—	
2	SMA490 A，B，C	< 0.18	0.15 ~ 0.65	< 1.40	< 0.035	< 0.035	0.30 ~ 0.50	0.45 ~ 0.75	0.05 ~ 0.30	
		< 0.18	< 0.55	< 1.40	< 0.035	< 0.035	0.20 ~ 0.35	0.30 ~ 0.55	—	
3	SMA570	< 0.18	0.15 ~ 0.65	< 1.40	< 0.035	< 0.035	0.30 ~ 0.50	0.45 ~ 0.75	0.05 ~ 0.30	
		< 0.18	< 0.55	< 1.40	< 0.035	< 0.035	0.20 ~ 0.35	0.30 ~ 0.55	—	

表 6.1-13　日本耐大气腐蚀结构钢材的力学性能

钢类	钢号	抗拉试验							弯曲试验			冲击试验			
		钢材厚度/mm	σ_s/MPa	钢材厚度/mm	σ_b/MPa	钢材厚度/mm	试样号	δ/%	弯曲角度/(°)	内侧半径	试样号	记号	试验温度	冲击吸收功/J	试样
1	SMA400 A，B，C	> 25 > 24 > 22	> 245 > 235 > 216	41 ~ 55	402 ~ 539	< 16 > 16 > 40	1A 1A 4	> 17 > 21 > 23	180	厚度的 1 倍	1	A B C	— 0 0	— > 27.5 > 47.1	4 号
2	SMA490 A，B，C	> 37 > 36 > 34	> 363 > 353 > 333	50 ~ 62	490 ~ 608	< 16 > 16 > 40	1A 1A 4	> 15 > 19 > 21	180	厚度的 1.5 倍	1	A B C	— 0 0	— > 27.5 > 47.1	
3	SMA570	> 47 > 46 > 44	> 461 > 451 > 431	58 ~ 73	569 ~ 716	< 16 > 16 > 40	5 5 4	> 19 > 26 > 20	180	厚度的 1.5 倍	1	—	- 5	> 47.1	

表 6.1-14　WES 标准中焊接热影响区的最高硬度要求

钢　号	H_{max}（100 N，VHN）			C_{eq}/%		
	调质		非调质	调质		非调质
	$t \leqslant 50$	$50 < t \leqslant 75$	$t \leqslant 50$	$t \leqslant 50$	$50 < t \leqslant 75$	$t \leqslant 50$
HW36	—	—	390	—	—	0.47
HW40	—	—	400	—	—	0.49
HW45	380	400	410	0.44	0.48	0.50
HW50	390	410	420	0.46	0.50	0.54
HW56	420	—	—	0.53	—	—

续表 6.1-14

钢号	H_{max}（100 N，VHN）			C_{eq}/%		
	调质		非调质	调质		非调质
	$t \leqslant 50$	$50 < t \leqslant 75$	$t \leqslant 50$	$t \leqslant 50$	$50 < t \leqslant 75$	$t \leqslant 50$
HW63	435	—	—	0.57	—	—
HW70	450	—	—	0.63	—	—
HW80	470	—	—	0.69	—	—
HW90	480	—	—	0.76	—	—



表 6.1-15 WES 标准中调质高强度钢的焊接裂纹敏感性系数

钢号	P_{cm}	钢号	P_{cm}
HW45	0.28	HW70	0.32
HW50	0.28	HW80	0.34
HW56	0.30	HW90	0.36
HW63	0.30		

3 低合金高强度钢的强韧化与合金化原理

3.1 低合金高强度钢的性能要求

人们使用各种材料，实际上主要是使用材料的各种有益的性能。作为工程结构用途的低合金高强度钢，人们最主要是使用其力学性能以满足结构件在承受各种载荷时能保持稳定的形状而不致由于产生明显的变形或断裂而导致失效。

各种受力结构件，为了能承受较大的载荷并减轻设备的重量，要求所使用的结构材料必须具有较高的强度（包括屈服强度和抗拉强度），强度是人们使用的结构材料最重要的性能，如何经济有效地提高材料的强度是结构材料科学与工程最重要的发展方向，随着人类社会的发展，国民经济生产和人民生活对大型高效长寿命工程结构的需求不断增长，对结构材料强度的要求也越来越高，高强度结构材料的开发和生产应用将具有永恒的生命力。在非合金结构钢基础上发展起来的低合金高强度钢，其最显著的特征就是高强度，而低合金则是为了获得高强度而必须采用的化学成分设计方法而已。近年来低合金高强度钢的标准演变为主要按强度级别来表示钢号就明显表示出这种发展趋势与特征。

低合金高强度钢一般比相应的非合金结构钢的强度高30%～50%，因而能够承受较大的载荷，而结构材料自身的重量往往也是结构件需要承受的载荷的组成部分，因而结构材料强度的提高同时还可明显降低结构件的自重而使其承受其他载荷的能力更进一步提高。例如，采用强度为400 MPa的Ⅲ级钢筋替代强度为355 MPa的Ⅱ级钢筋，强度提高了12.7%，但由于强度提高后可使用较小的断面尺寸从而减轻建筑物的自重，因而实际承载能力将提高14%以上；此外，大量的运输工具，例如汽车、火车、船舶，若所采用的钢材的强度提高10%，则其承载能力一般均将提高15%以上。

此外，钢铁结构件在生产制作过程中钢材往往需经加工变形而得到最终形状，例如弯曲、拉拔、卷边、冲压等，因而还要求钢铁结构材料具有良好的塑性。同时，从安全性能方面考虑，结构件在承受冲击载荷或偶然过载时不能发生快速的脆性断裂，因而要求所使用的钢铁材料必须具有足够的韧性。然而，材料的强度和塑性、韧性一般是相互矛盾的，提高强度的同时往往带来塑性、韧性的明显下降。因此，选择在提高强度的同时仍可保持良好的塑性和韧性的强化方式，以保证在提高强度后材料仍具有足够的塑性和韧性也是十分重要的，这对于强度得到大幅度提高（屈服强度超过500 MPa）的钢铁材料尤为重要。而在某些特殊的用途方面，例如轿车面板，其对塑性（深冲性）乃至由此带来的表面质量的要求非常高，提高材料塑性的需求甚至超过对提高强度的需求；而对于在严寒地区使用的结构件（例如北海采油平台、西伯利亚输油管线、青藏铁路钢轨），其对低温韧性的要求也往往超过对提高强度的要求。

钢铁材料的塑性主要用拉伸试验中的伸长率 δ 来表征，一般低合金高强度钢均规定伸长率 δ 必须大于一定的数值。此外，冷弯试验也是工程结构钢塑性的重要试验方法，一般要求钢板在一定的弯心直径下弯曲180°不裂，试验方法是取宽度等于板厚 a 二倍的长试样，取直径 d 为板厚倍数的弯心（d 一般取为 a、$2a$、$3a$），试样绕弯心弯曲180°后观测试样外表及侧面，要求没有裂纹和起层现象方为合格。对于需要进行大变形量冷加工的构件，均匀伸长率比总伸长率更为重要，很多情况下还对材料的 n 值（加工硬化指数）、r 值（塑性应变比）、织构状态均提出明确要求。

工程结构钢的韧性通常采用冲击试验测定，其指标主要有冲击吸收能量 A_{KV} 和冷脆转折温度 *ITT* 或 *FATT*（前者为根据冲击吸收能量随温度的变化曲线确定的冷脆转折温度，而后者为根据冲击断口形貌随温度的变化曲线确定的冷脆转折温度）。一般建筑结构对钢材的冲击吸收功指标的要求并不很高，如 GB 1591—1988 仅要求室温 $A_{KV} \geq 27$ J，但在 GB/T 1591—1994 中对高等级的钢材已提出了低温冲击吸收功的要求。而对可能在低温下服役的工程结构件而言，冷脆转折温度具有非常重要的作用，必须根据可能的最低工作温度来确定钢材必须达到的冷脆转折温度指标。此外，钢铁材料的组织结构对冲击吸收能量的大小影响不明显，但对冷脆转折温度的影响则较大，因而在很多情况下需要考虑钢铁材料的韧化机理时往往采用冷脆转折温度作为韧性指标。

除去上述的常温、低温冲击韧性以及冷脆转折温度以外，还有另一个涉及冲击韧性检验的问题，即钢的“时效敏感性”。高强度低合金钢钢材经常承受冷加工，经冷加工以后在较长的使用时期或存放期间，钢材可能变脆，使冲击韧性大幅度下降，这就是应变时效现象，也称为时效脆化。应变时效脆化程度的大小是用“时效敏感性”来表示的。时效敏感性的检测方法是，将预先拉伸10%的板试样，在250℃的温度下经1 h人工时效，然后制成冲击试样测定冲击吸收能量，将测试结果与未拉伸的钢材的冲击吸收能量做比较，其差值与未拉伸的钢材的冲击吸收能量值的百分比就代表了该材料的时效敏感性。一般要求此比值不得大于50%，同时应变时效后的冲击吸收能量值应不小于27 J。

大部分低合金高强度钢在制作成工程构件时需要进行焊接加工，因而需要钢材具有良好的焊接性能。决定钢的焊接性的主要因素是钢的化学成分，因而在很多情况下可采用如式（6.1-1）的碳当量或式（6.1-2）的焊接裂纹敏感性系数来表征钢材的可焊性，碳当量或焊接裂纹敏感性系数越小，焊接性能越好。显然，降低钢材的碳含量是提高焊接性能的最有效的措施。

低合金高强度钢制作的构件总是在特定的环境中工作的，可能与大气、海水、盐碱等介质发生化学的、电化学的、物理的并兼有应力的作用而导致发生腐蚀破坏，当钢材的强度提高后，若不能使其抗蚀性能相应的提高，则腐蚀有可能取代断裂而成为最主要的失效形式，这时钢材所具有的高强度也就无从发挥作用。显然，对大多数低合金高强度钢而言，适当提高其抗大气腐蚀性能都是必要的；对船舶、采油平台用钢而言，还要求具有良好的抗海水腐蚀性能；而对管线钢而言，具备良好的抗 H_2S 腐蚀性能是必须的。

矿用、农用、钢轨、输运管道等使用的低合金高强度钢构件在使用过程中会发生严重的磨损，因而除了需要具有足够的强度、硬度和韧性外，还必须具有良好的耐磨性能。

总之，对低合金高强度钢的性能的普遍要求是：足够高的强度配合以良好的塑性；适当的常温冲击韧性，有时要求有适当的低温冲击韧性，或者可抵抗时效脆化的能力；大部分钢都必须具有良好的焊接性；大部分钢还需要具有一定的抗大气腐蚀性能。此外，对特殊用途的低合金高强度钢，还需要具备以下的一种或多种性能：良好的冷加工性能（很高的 n 值、r 值和很低的屈强比）；良好的低温性能（很低的冷脆转折温度）；良好的抗海水腐蚀性能或抗特定介质腐蚀



的性能；良好的耐磨性。

3.2 低合金高强度钢的组织性能关系与强化方式的选择

材料科学的理论与实践表明，材料的性能是与其微观组织结构密切相关的，理想的无缺陷的晶体材料具有非常高的强度，而在无法获得无缺陷的理想晶体或获得理想晶体的成本相当高昂的情况下，就必须考虑其他的强化机制和强化方式。而根据结构材料的位错理论，材料的强度和塑性、韧性由材料中的显微缺陷组织所决定，各种显微缺陷组织与位错的相互作用导致了材料的塑性形变、微裂纹的产生和扩展并最终导致断裂，适当提高显微缺陷组织的密度可有效阻止滑移位错的运动而提高材料的强度。由此，材料的强度、塑性和韧性将主要取决于材料中所含的各种显微缺陷组织的相对含量、尺寸、形状及分布。深入研究材料的性能与各种显微缺陷组织参量之间的关系即组织性能关系，有助于人们了解与掌握什么样的显微组织对所需提高的性能是有利的，而什么样的显微组织则是有害的，从而在材料的化学成分设计和工艺参量设计时进行合理的控制，以得到所需要的显微组织，而避免产生有害的显微组织。

低合金高强度钢的显微组织与力学性能之间的关系相对而言是研究得最为透彻的和应用得最为成功的，目前已经可以采用其组织性能关系相当准确地预测钢材的强度性能，或由所需要的性能确定应采用的强化方式以及相应的显微组织参量的控制指标。近半个世纪以来，组织性能关系的研究极大地推动了低合金高强度钢的高速发展，而低合金高强度钢的发展也充分证实了组织性能关系的正确性并促进了组织性能关系研究的不断深入。

20 世纪 50 年代初，Hall 和 Petch 分别独立得到了低碳钢中强度与晶粒尺寸之间的关系式，即 Hall-Petch 关系式：

$$\sigma = \sigma_0 + k_y D^{-1/2} \tag{6.1-3}$$

式中，σ_0 为铁基体的强度，D 为有效晶粒尺寸，k_y 为比例系数。有效晶粒尺寸是指材料中对位错的滑移运动起阻碍作用而使之产生位错塞积的界面所构成的最小的晶粒的尺寸，由于亚晶界附近一般不会产生位错的塞积，因而就不能成为有效晶粒。对铁素体-珠光体钢，有效晶粒尺寸为铁素体晶粒尺寸；对低碳马氏体钢，有效晶粒尺寸为板条马氏体束的尺寸；而对高碳钢，有效晶粒尺寸为奥氏体晶粒尺寸。

其后很多研究者对此进行了大量深入的研究，使得该式不仅可适用于低合金高强度钢，也可适用于其他钢类；既可用于钢材的屈服强度，也可用于钢材的抗拉强度。但强度指标的改变和钢类的改变通常会导致相应的比例系数 k 的变化。

同时，Petch 还研究了晶粒细化对钢的冷脆转折温度 T_C 的影响，得到如下关系式：

$$T_C = A + B\ln D^{1/2} \tag{6.1-4}$$

在此基础上，同时考虑其他强化方式对钢材强度的影响，可得到扩展的 Hall-Petch 关系式：

$$\sigma = \sigma_0 + \sum k_M[\mathrm{M}] + 2\alpha Gb\rho^{1/2} + \frac{Gb}{\pi K}\frac{f^{1/2}}{(0.854 - f^{1/2})d}\ln\left(\frac{d}{2b}\right) + k_y D^{-1/2} \tag{6.1-5}$$

式中，右边第二项表示固溶元素产生的固溶强化的强度增量，[M] 为处于固溶态的元素 M 的质量百分数；k_M 为该元素的固溶强化系数；第三项表示位错强化的强度增量；α 为比例系数；G 为铁基体的切变弹性模量；b 为位错柏格斯数量的绝对值；ρ 为位错密度；第四项表示第二相强化的强度增量；f 为第二相的体积分数；d 为第二相颗粒的尺寸；$\frac{1}{K} = \frac{1}{2}\left(1 + \frac{1}{1-\nu}\right)$，$\nu$ 为铁基体的泊松比；而最后一项表示晶粒细化强化强度增量。原则上，只有各种强化方式之间不存在相互作用时或相互作用很小时，各种强化方式的强度增量才可如式（6.1-5）这样简单叠加。低合金高强度钢中，通常只有一种或两种主要的强化方式，因而普遍采用简单叠加方法。

Pickering 等深入研究了低合金高强度钢的组织性能关系，得到了钢的屈服强度 σ_P（MPa）、抗拉强度 σ_b（MPa）及冷脆转折温度 ITT（℃）与有关组织参量的关系式：

$$\sigma_s = 15.4(3.5 + 2.1[\mathrm{Mn}] + 5.4[\mathrm{Si}] + 23[\mathrm{N}] + 1.13D^{-1/2}) = 54 + 32[\mathrm{Mn}] + 83[\mathrm{Si}] + 354[\mathrm{N}] + 17.4D^{-1/2} \tag{6.1-6}$$

$$\sigma_b = 15.4(19.1 + 1.8[\mathrm{Mn}] + 5.4[\mathrm{Si}] + 0.25f_{Pear} + 0.5D^{-1/2}) = 294 + 28[\mathrm{Mn}] + 83[\mathrm{Si}] + 3.9f_{Pear} + 7.7D^{-1/2} \tag{6.1-7}$$

$$ITT = -19 + 44[\mathrm{Si}] + 700[\mathrm{N}]^{1/2} + 2.2f_{Pear} - 11.5D^{-1/2} \tag{6.1-8}$$

上述各式中可直接叠加上第二相沉淀强化的强度增量或沉淀强化导致的冷脆转折温度变化量。此外，为了表述各种显微组织对钢材冷加工成形性能的影响，Pickering 等还给出了确定塑性变形量下（真应变 $\varepsilon = 0.2$）的流变应力（MPa）、加工硬化率（MPa）以及最大均匀应变量、总塑性应变量与显微组织参量的关系式：

$$\sigma_{f\varepsilon=0.2} = 15.4(16 + 29[\mathrm{Mn}] + 9[\mathrm{Si}] + 60[\mathrm{P}] + 11[\mathrm{Sn}] + 244[\mathrm{N}] + 0.27f_{Pear} + 0.97D^{-1/2}) = 246 + 447[\mathrm{Mn}] + 139[\mathrm{Si}] + 924[\mathrm{P}] + 169[\mathrm{Sn}] + 3\,758[\mathrm{N}] + 4.2f_{Pear} + 14.9D^{-1/2} \tag{6.1-9}$$

$$\frac{d\sigma}{d\varepsilon_{\varepsilon=0.2}} = 15.4(25 + 7.2[\mathrm{Si}] + 30[\mathrm{P}] + 9.9[\mathrm{Sn}] + 89[\mathrm{N}] + 0.09f_{Pear} + 1.0D^{-1/2}) = 385 + 111[\mathrm{Si}] + 462[\mathrm{P}] + 152[\mathrm{Sn}] + 1\,371[\mathrm{N}] + 1.4f_{Pear} + 15.4D^{-1/2} \tag{6.1-10}$$

$$\varepsilon_u = 0.27 - 0.016f_{Pear} - 0.015[\mathrm{Mn}] - 0.040[\mathrm{Sn}] - 0.040[\mathrm{Si}] - 1.1[\mathrm{N}] \tag{6.1-11}$$

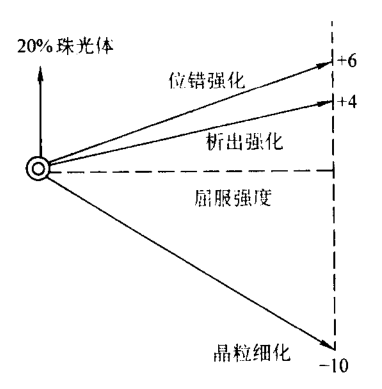
$$\varepsilon_T = 1.3 - 0.02f_{Pear} + 0.30[\mathrm{Mn}] + 0.20[\mathrm{Si}] - 3.4[\mathrm{S}] - 4.4[\mathrm{P}] + 0.29[\mathrm{Sn}] + 0.015D^{-1/2} \tag{6.1-12}$$

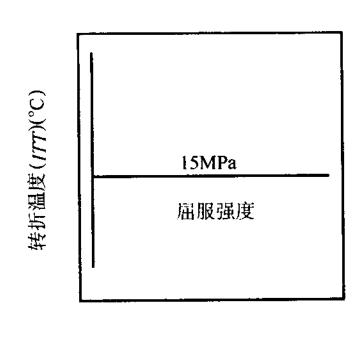
上述各式中［M］表示处于固溶态的 M 元素的质量百分数，对 Mn、Si、S、P、Sn 等合金元素，它们在钢中的存在形式主要是固溶于铁基体中，因而［M］实际上也就是这些元素在钢中的含量（质量百分数），但对 N 元素而言，其在钢中将可能间隙固溶于铁基体中也有可能形成氮化物，［N］仅为间隙固溶的量，很多情况下也称之为游离氮；f_{Pear} 为钢中珠光体的含量。

此后，Pickering 等在此基础上还提出了低合金高强度钢的脆性矢量的概念，即强度每提高 1 MPa 使钢材冷脆转折温度升高的度数。显然，为了在提高钢材强度的同时不损害其韧性，应该选用脆性矢量较低的强化方式。各种强化方式的脆性矢量的影响的示意图见图 6.1-1，可以看出，晶粒细化强化具有非常特殊的意义是其脆性矢量为负值，即在提高强度的同时使钢的冷脆转折温度降低；而珠光体强化方式、氮和碳的间隙固溶强化方式、磷和锡存在于钢中，则会在提高强度的作用很微弱的情况下明显升高冷脆转折温度，因而一般情况下必须避免采用；相对而言，微合金碳氮化物的沉淀析出强化具有较低的脆性矢量，因而在晶粒细化强化不能经济有效地满足强度需求时可以考虑采用。图中铝和锰的加入也可得到负的脆性矢量，其主要原因是 AlN 能有效阻止晶粒长大，而锰通过降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度而提高相变细化铁素体晶粒的效果所致，本质上仍属于晶粒细化的作用。

由低合金高强度钢的组织性能关系式可看出，晶粒细化强化是低合金高强度钢中最重要的强化方式，其在提高钢材







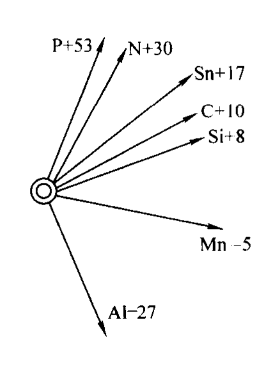


图 6.1-1 铁素体-珠光体钢中屈服强度和冷脆转折温度的影响因素

(图中数字为屈服强度提高 15 MPa 时导致冷脆转折温度变化的℃数值)

强度的同时，还可使冷脆转折温度明显下降（即使钢的韧性明显提高），即其脆性矢量（即强度每提高 1 MPa 使冷脆转折温度升高的度数）为负值：$-11.5/17.4=-0.66$℃/MPa。在此基础上，各种使钢的晶粒明显细化的合金设计及工艺技术迅速发展起来。这主要包括：高温均热态未溶解的适当体积分数且尺寸足够细小的微合金碳氮化物阻止晶粒长大；再结晶控制轧制技术，通过形变奥氏体发生再结晶及适当的形变诱导析出的微合金碳氮化物阻止再结晶晶粒长大，而细化奥氏体晶粒；未再结晶控制轧制技术通过大形变量的累积使奥氏体晶粒严重拉长并积蓄相当大的形变储能，从而在 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变后获得非常细小的铁素体晶粒；形变诱导铁素体相变技术，通过动态或准动态的推进式 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变获得非常细小的铁素体晶粒；轧制过程中或轧制后适当的加速冷却（即控制冷却技术），通过抑制轧制变形奥氏体晶粒的长大及压低 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度，可以进一步细化铁素体晶粒。

由上述细化晶粒技术可看出，微合金元素及其所形成的微合金碳氮化物对保证晶粒细化具有十分重要的作用，微合金化、控制轧制和控制冷却技术是低合金高强度钢中十分重要的生产技术。

然而，晶粒细化到一定程度后继续细化的工艺难度和生产成本将明显加大；由式（6.1-6）和式（6.1-7）还可看出，晶粒细化提高钢材屈服强度的作用明显大于提高抗拉强度的作用效果，因而显著地细化晶粒后将带来钢材屈强比的明显升高。为此，为了继续提高强度同时适当地控制钢材的屈强比，还必须考虑采用其他的强化方式。由于尺寸相当细小的、分布均匀的微合金碳氮化物可在非常微小的合金元素添加量下得到十分明显的沉淀强化效果（即强化效率很高），而在其强化的同时对韧性的危害相对较小（其脆性矢量为 0.26℃/MPa），特别是在晶粒细化技术中本身就需要采用微合金化，因此，微合金碳氮化物的沉淀强化也是低合金高强度钢中采用的重要的强化方式。

最后，由式（6.1-6）和式（6.1-8）可看出，固溶的锰可微弱提高钢材的强度而基本不损害其韧性，且固溶的锰可以扩大奥氏体区压低 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度，因而提高相变细化铁素体晶粒的效果，因而在大多数低合金高强度钢中也普遍采用锰的固溶强化。

3.3 低合金高强度钢的合金化

3.3.1 碳

碳是钢中最有效的强化元素，碳原子的间隙固溶强化是淬火钢中淬火马氏体强化的最主要机制，而在低合金高强度钢中形成珠光体组织则是普通工程结构用钢的主要强化机制。

此外，固溶的碳是扩大奥氏体区的元素，适当高的碳含量可以在一定程度上增大钢材奥氏体区变形的温度范围；同时由于 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度的降低而使相变后的铁素体晶粒尺寸细化。

由式（6.1-6）和式（6.1-8）可看出，珠光体提高钢的强度的作用很小，却明显升高冷脆转折温度且损害钢材的塑性和冷成形性能，较高的碳含量还显著损害钢的焊接性能。因此，近年来在低合金高强度钢的化学成分设计中有逐步降低钢中碳含量的趋势，例如微珠光体钢、无珠光体钢乃至无间隙原子钢（IF Steels）、超低碳贝氏体钢的发展就代表了这一发展趋势。

此外，由微合金碳化物在奥氏体中的固溶度积公式可知，当钢中碳含量降低之后，同样温度下可溶解的微合金元素的量将增加；或在同样的微合金元素含量下钢中微合金碳化物的全固溶温度将降低。在相关的热变形工艺设计时必须考虑这种变化。

3.3.2 氮

通常情况下，钢中的氮含量一般均较低，转炉钢的氮含量（质量分数）一般在（30～50）$\times10^{-6}$ 的范围，而电炉钢的氮含量一般在（50～80）$\times10^{-6}$ 的范围。即使所谓的高氮微合金钢有意识地添加氮之后其氮含量也大都在 0.02% 以下。

氮也是钢中相当重要的强化元素，氮原子的间隙固溶强化相当类似于碳的间隙固溶强化。同样，固溶的氮也是扩大奥氏体区的元素。但间隙固溶的氮亦将明显地损害钢材的塑性、韧性、焊接性能和冷成形性能。

由于氮与金属元素之间有非常高的化学亲和力，因而在加入了微合金元素的低合金高强度钢中的氮元素将主要形成微合金氮化物或碳氮化物而很少以间隙固溶的状态存在。

相同微合金元素的氮化物比碳化物更为稳定且在铁基体中的固溶度积要小，因而氮将优先与微合金元素形成微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物。而由于微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物比微合金碳化物或含氮量较低的微合金碳氮化物在较高的温度下更为稳定且更不容易粗化，因而将更为有效地阻止基体奥氏体晶粒的长大。氮在微合金钢中的主要作用是形成稳定的微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物，以阻止基体奥氏体晶粒的长大，从而得到细化晶粒的效果。最早采用的氮化物系是 AlN，而目前则广泛采用 TiN 和 NbCN 来取得阻止均热态基体奥氏体晶粒长大的效果。

碳化钒由于在奥氏体中的固溶度积较大，使其在控制轧制过程中的作用受到很大限制，近年来在含钒钢中普遍加入一定的氮使之主要形成氮化钒，从而发挥出较好的效果。V-N 钢及再结晶控制轧制工艺的结合是低合金高强度钢重要的发展思路。

3.3.3 锰

锰在钢中主要以固溶态存在，固溶的锰将产生一定的固溶强化作用，大致每 1% 的固溶锰（质量分数）可产生 40～



60 MPa 的强度增量。

锰是扩大奥氏体区元素，其在这方面的作用在低碳钢中特别明显，由此可使 $\gamma \to \alpha$ 相变后的铁素体晶粒尺寸比不含锰的钢明显细化。

由于上述两个方面的作用，锰成为低合金高强度钢中重要的合金元素，其加入量（质量分数）多在 1% ~ 1.5%，16Mn 是代表钢号。

在微合金化的低合金高强度钢中，锰除了上述作用外，还具有另外一个重要的作用，就是在 1 250℃（1 523 K）以下温度可提高微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积，这种调节微合金碳氮化物的固溶-沉淀行为的作用在很多情况下是十分有用的。

锰在普通低合金高强度钢中几乎不会形成碳化物，但它能够与钢中残存的硫化合形成 MnS。一般情况下 MnS 是一种对钢材性能有害的夹杂物，但经适当的控制和改性后可使其对钢材性能的危害程度明显降低；而若能控制 MnS 的沉淀析出过程而使之纳米化和均匀化，则甚至还有可能使之成为钢中有利的第二相，电工钢中的 MnS 早就被认为是对其性能十分有利的第二相或抑制剂，而目前在非合金钢和微合金钢中，也有通过优化化学成分设计和严格工艺控制来获得纳米化的 MnS，从而有效提高材料力学性能的较为成功的研究和生产应用实例。

3.3.4 硅

硅是钢中的常存元素，在钢中主要以固溶态存在，固溶的硅将产生明显的固溶强化作用，大致每 1% 的固溶硅（质量分数）可产生 83 MPa 的强度增量。早期的普通非合金结构钢中常含有一定量的硅以保证强度。

然而，由式（6.1-6）和式（6.1-8）可看出，硅固溶强化的脆性矢量较大，为 44/83 = 0.53℃/MPa；此外，硅还明显降低钢的均匀塑性，对钢的焊接性能也不利。因此，低合金高强度钢中已很少采用硅的固溶强化，且一般均控制其含量不超过 0.55%（质量分数），而对韧性和塑性要求较高的钢则应控制其含量不大于 0.35%（质量分数）。

3.3.5 铝

铝与氧有很强的化学亲和力，因而最早是作为脱氧剂加入钢中的，后来发现酸溶铝可形成弥散细小的 AlN 而阻止奥氏体晶粒的长大，从而认识到铝也是一种微合金元素。AlN 在奥氏体中的固溶度积与 NbN 相近，故在 1 100℃左右的温度仍能阻止奥氏体晶粒的长大。而在 $\gamma \to \alpha$ 相变过程中，AlN 可促进铁素体的形核，通过增大铁素体的形核率而细化铁素体晶粒。铝固定氮的作用使钢的抗时效性能提高，这在可焊接结构钢中是相当重要的性能。而控轧薄钢板中细小的 AlN 沉淀析出时还将促进钢中有利织构的产生，这种织构通过提高钢材塑性的各向异性而使钢板的深冲性能（r 值）明显改善。

钢中铝含量较高时将明显增大铁水的黏稠度，对连铸工艺不利，需要引起充分的注意。

低合金高强度钢中酸溶铝的含量（质量分数）多控制在 0.015% ~ 0.05%。

3.3.6 铌

铌是目前公认的最重要最典型的微合金元素，微合金元素在钢中的所有重要作用都具备，而这与 NbC 与 NbN 在奥氏体中具有适当的和在一定程度上较为容易调整的固溶度积有关。NbC 和 NbN 具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而可以无限制互溶形成碳氮化物 NbC_xN_{1-x}，其中 x 可在 0 ~ 1 之间变化，由此导致其在奥氏体中的固溶度积也处于 NbC 与 NbN 之间，通过钢中铌、碳、氮含量的变化，可以使 x 变化从而使其固溶度积随之变化。

高温未溶的 Nb（C，N）可阻止均热时奥氏体晶粒的粗化，而轧制过程中应变诱导析出的 Nb（C，N）可阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化。

铌最重要的作用是阻止形变奥氏体的再结晶，获得极度拉长的形变储能很高的扁平状奥氏体晶粒，并在随后的 $\gamma \to \alpha$ 相变后得到非常细小的铁素体晶粒；同时还可显著促进形变诱导铁素体相变（DIFT），并由于在铁素体中沉淀析出的 Nb（C，N）阻止晶粒长大，而得到更为细小的铁素体晶粒。因此，含铌钢更适宜于未再结晶控制轧制工艺。

轧制过程在形变奥氏体中应变诱导析出的、$\gamma \to \alpha$ 相变过程中相间沉淀析出的和在铁素体中沉淀析出的 Nb（C，N），均可产生明显的沉淀强化效果。

此外，铌也能固定钢中的碳、氮原子，使钢的抗时效性能提高。

低合金高强度钢中铌的含量（质量分数）多控制在 0.02% ~ 0.06%。

3.3.7 钛

TiC 与 TiN 具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而也可以无限制互溶形成碳氮化物 TiC_xN_{1-x}，但由于 TiC 与 TiN 在奥氏体中的固溶度积相差甚远，因而在高温下主要形成 TiN（即 x 相当接近于 0），而在较低温度下主要形成 TiC（即 x 接近于 1）。

很小体积分数的高温未溶的 TiN 可有效阻止高温加热时奥氏体晶粒的粗化，这不仅在热轧加热过程中广泛采用，同时在需要使用大能量焊接的钢中可明显改善热影响区的性能。但为防止产生液析 TiN，大部分钛微合金钢中均只加入微量钛（钛的质量分数一般在 0.03% 以下），而通常被称为微钛处理钢。

TiC 在奥氏体中的固溶度积与 NbC 相近，因而也可在轧制过程中应变诱导析出而阻止形变奥氏体的再结晶，并阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化。钛在这方面的作用小于铌，但明显大于钒。

同样，轧制过程在形变奥氏体中应变诱导析出的、$\gamma \to \alpha$ 相变过程中相间沉淀析出的和在铁素体中沉淀析出的 TiC，均可产生强烈的沉淀强化效果。

为了获得阻止形变奥氏体的再结晶和强烈的沉淀强化效果，必要的条件是要求钢中氮含量较低，使得形成 TiN 特别是液析 TiN 的量很少，仍有足够的钛能形成 TiC。因此，高氮钢中不适宜用钛微合金化。

钛具有很强的与氧的化学亲和力，这意味着在钢的浇铸过程中可能出现钛贫化的危险，这也是含钛钢性能波动较大的主要原因。如何在加钛之间使钢水充分脱氧，稳定钛的收得率，从而稳定含钛钢的性能将是重要的研究课题。

钛还容易与硫结合形成硫化物从而控制硫化物的形态，但要把硫完全结合成 $Ti_4C_2S_2$ 型的碳硫化物需要钢中硫、锰、钛含量的良好调整与控制。

此外，钛也能固定钢中的碳、氮原子，使钢的抗时效性能提高。

由于钛可与氧、硫、碳、氮等多种非金属元素均发生化学结合作用，且钛与氧、硫、氮的结合优先于与碳的结合，因而其作用规律及作用效果就相当复杂，需要考虑多方面的因素，例如脱氧程度、钛氮比、钛硫比，甚至钛加铝与氮的比值、钛加锰与硫的比值等，才可能充分发挥钛在钢中的有利作用。

3.3.8 钒

VN 在奥氏体中的固溶度积与 NbC 相近，而 V_C 在奥氏体中的固溶度积比 NbC 大两个数量级，因此，为了获得与铌微合金钢相近的作用及效果，必须采用较高氮含量的钢。近年来在微合金钢中大量采用钒氮合金代表了这方面的发展趋势。

由于固溶度的原因，钒微合金钢中高温均热时钒均处于



固溶态，因而不能阻止奥氏体晶粒的粗化，为此，钒微合金钢中通常采用较低的轧前均热温度或者需要加入微量钛或微量铌，以控制均热态奥氏体晶粒尺寸。

VC 与 VN 具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而也可以无限制互溶形成碳氮化物 VC_xN_{1-x}，而当钢中同时加入钛或铌时，将得到 $(Ti_yV_{1-y})(C_xN_{1-x})$ 或 $(Nb_yV_{1-y})(C_xN_{1-x})$ 这样的复合微合金碳氮化物沉淀相。

高氮的钒钢轧制过程中应变诱导析出的 V（C，N）可阻止形变奥氏体的再结晶，并可阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化，但这种作用随钢中氮含量的降低而减弱，普通氮含量的钒微合金钢仅在 800℃以下温度才会产生较为明显的作用。

钒最重要的作用是在铁素体中大量沉淀析出而产生强烈的沉淀强化效果，即使在正火钢材中这一作用也十分明显。

固溶在奥氏体中的钒可明显推迟 $\gamma\to\alpha$ 相变，因而在各种碳当量公式中都有考虑钒的影响。但该作用也使得钒微合金钢在 800℃以下温度仍可进行未再结晶控制轧制，从而同样可产生一定的 DIFT 细化铁素体晶粒效果。

低合金高强度钢中钒的含量（质量分数）多控制在 0.04%～0.20%。

3.3.9　锆

锆作为微合金元素的使用时间不长，由于其金属性比钛还强，因而主要是用来固定氮或作为硫化物形态控制的重要手段。ZrN 颗粒一般较为粗大，对钢的力学性能影响较小。对需要采用氮来取得沉淀析出的各种效应的钢，例如铝微合金钢和钒微合金钢，加锆是不适宜的。

锆与钛类似，当合金含量超过固定氮所需的锆含量时，会形成 $Zr_4C_2S_2$ 型的碳硫化物而改善硫化物形态。

锆与氧的特别强的亲和力使得其在冶炼时发生一定困难。

如果能有更有效的办法来控制或固定钢中的氮和硫，则 ZrC 沉淀析出而起到类似于 NbC 的作用是有可能的。

3.3.10　硼

硼最为显著的作用是强烈阻止 $\gamma\to\alpha$ 相变，只需 10^{-6} 数量级的固溶硼就可显著推迟铁素体加珠光体相变，但固溶硼对贝氏体相变的影响甚微，因而硼通常用于改善淬火回火钢的淬透性。该作用随钢中碳含量的减少而增大，因而在合金结构钢中常加入硼以显著提高钢的淬透性，而在低合金高强度钢特别是在低碳可焊接结构钢中则主要用于获得贝氏体组织。

硼相当明显地偏聚于晶界上是其显著推迟铁素体加珠光体相变的主要原因，而同时带来的另一个好处是其优先偏聚可有效抑制硫等晶界弱化元素的偏聚。

硼与氮结合后将会使上述作用消失，故含硼钢中必须加入钛或锆有效固定氮。

固溶的硼还可通过溶质拖曳作用有效阻止形变奥氏体的再结晶，对采用未再结晶控制轧制工艺及 DIFT 工艺生产的微合金钢也常加入硼以获得较高的无再结晶温度。

低合金高强度钢中硼的含量（质量分数）多控制在 0.000 7%～0.002%。

3.3.11　磷

磷在一般结构钢中是有害杂质，但磷的特殊优势是在铁素体中具有强烈的固溶强化作用，每加入质量分数为 0.01% 的磷大致可使钢的抗拉强度提高 7.1 MPa 但仅使屈服强度提高 3.5 MPa，因而相当有利于钢材的屈强比，因而磷在 IF 钢中成为重要的合金元素。为了避免磷引起脆性，其含量一般应低于 0.1%，且必须在钢的凝固过程中注意防止产生偏析。加入 10×10^{-6}（质量分数）的硼可有效防止磷在晶界的偏聚所造成的晶界脆化。

尽管作用机制尚不完全清楚，但磷特别是与铜联合加入时可明显提高钢的抗大气及抗海水腐蚀性能，因而在耐候钢中也广泛使用磷作为合金元素。

一般低合金高强度钢中磷的含量（质量分数）必须控制在 0.045%以下，且质量等级越高所要求控制的上限越低见表 6.1-2；而对于耐候钢或高强度 IF 钢，磷的含量一般控制在 0.05%～0.12%，但必须充分重视和防止磷对钢材脆性的不利影响。

3.3.12　硫

硫在低合金高强度钢中是有害的杂质元素，在晶界上偏聚的硫明显降低钢材的塑性和韧性，而硫化物夹杂，特别是沿晶界分布的易于变形拉长的Ⅱ型硫化锰夹杂物，对钢材的塑性和韧性具有严重的损害作用。为此，严格控制钢中硫含量是提高低合金高强度钢的生产质量的重要措施，而控制硫化物的形态与分布（即硫化物改性技术）也是提高低合金高强度钢生产质量的重要工艺。

低合金高强度钢中硫的含量（质量分数）必须控制在 0.045%以下，且质量等级越高，要求控制的上限越低（见表 6.1-2），目前较高的控制水平已经可以使钢中硫含量低于 0.005%（50×10^{-6}）。

钢中硫含量明显降低后，硫化锰将主要以固态析出的在晶内均匀分布的Ⅲ型硫化锰为主，其尺寸有可能细化到 50～100 nm，这时其还可能具有一定的控制基体晶粒长大的作用。

3.3.13　铜

铜也是钢中的常存元素，随着钢铁冶炼中采用废钢为原料的比例逐渐增大，钢中的铜含量还会不断富积而升高，因而对铜在钢中的作用需要更进一步深入的研究。

铜在钢中主要以固溶态和单质相沉淀析出状态存在。固溶的铜具有一定的固溶强化作用，大约每 1% 的固溶铜可产生 38 MPa 的强度增量。

而由于铜在铁素体中的固溶度随温度的降低迅速减小，因而在较低温度下变为过饱和固溶的铜会以单质铜的形式沉淀析出，这通常被称为时效硬化。若能有效控制铜的沉淀析出行为使其尺寸细化到 10 nm 以下，则同样可获得非常显著的第二相强化强度增量。近年来已有试验研究结果表明，其强度增量可大于 200 MPa，从而成为低合金高强度钢中重要而有效的强化方式。

此外，铜加入低合金高强度钢中还具有较高的抗大气腐蚀能力，特别是与磷联合加入时效果更为明显。

由于铜的熔点较低（约 1 084℃），因而当其在钢中含量较高时，在钢材轧制过程中会导致热脆现象的发生，等量加入镍可有效消除铜的热脆现象。

一般低合金高强度钢中铜的含量（质量分数）必须控制在 0.25%以下，以避免热脆现象的产生；耐候钢中的铜含量一般控制在 0.20%～0.40%，而采用铜进行时效硬化以提高其强度的钢中铜含量的控制上限可高达 0.70%，但这时必须保持钢中具有足够的镍含量。

3.3.14　稀土

稀土元素具有较为活泼的化学性质，可与钢液中的氧和硫形成复合稀土氧硫化物以及少量的稀土硫化物和氧化物，通过上浮成渣而使钢中硫化物和氧化物夹杂的总量明显降低，同时还可使残余的夹杂物的尺寸明显细化且使其形状趋于纺锤形甚至球形。试验结果表明，稀土元素对低合金高强度钢的强度几乎没有影响，但可使伸长率有所提高、使冷脆转折温度降低。

然而，稀土的作用效果多不稳定，需要进行更为深入的研究。

低合金高强度钢中稀土元素的添加量（质量分数）一般在 0.02%～0.20%。

4　低合金钢的分类

国内外低合金高强度钢有数百种。有必要将它们进行适



当的分类，以便更好地了解其性能和恰当地使用。但是，由于各个国家，各个钢厂对低合金高强度钢的定义和内涵不尽一致，因此分类方法也各不相同。每一种分类方法都是根据某一方面的特性确定的。现有的分类方法大体上有以下几种。

1）按合金成分分类　有单元素、多元素、微合金元素等，例如锰钢、锰铌钢、锰钒钢、锰钼铌钢、钒氮微合金钢、微钛处理钢。

2）按强度等级分类　这是低合金高强度钢标准目前广泛采用的方法，当强度在500 MPa以下时，多以40 MPa或50 MPa为一强度等级，当强度在500 MPa以上时，则多以60 MPa、70 MPa为一强度等级。

3）按钢材形状分类　有板、带、型、管、棒、线材等。

4）按热处理方法分类　有非热处理钢材（包括热轧、控轧、正火等）和调质态、淬火低温回火态钢材等。

5）按显微组织类型分类　有珠光体铁素体钢、无珠光体钢、无间隙原子钢（IF钢）、针状铁素体钢、贝氏体钢、低碳马氏体钢、双相钢等。

6）按使用环境和性能分类　有高强度高韧性钢、可焊接高强度钢、冲压用高强度钢、耐大气腐蚀高强度钢、耐海水腐蚀高强度钢、耐高温高强度钢、耐低温高强度钢、耐磨损高强度钢、Z向钢等。

7）按用途分类　有建筑用钢（包括钢筋钢）、桥梁用钢、船舶用钢、锅炉用钢、压力容器用钢、车辆用钢、石油天然气管线用钢、工程机械用钢、农业机械用钢、钢轨钢、气瓶用钢、矿用钢等。

从应用选材出发，本篇以性能为主结合用途分章介绍各类低合金高强度钢，即焊接高强度钢、低合金冲压用钢、低合金耐腐蚀钢、低合金耐磨钢、混凝土结构用低合金钢筋钢以及低合金钢轨钢。由于微合金钢近年来的迅速发展，其相关的合金化原理及生产工艺技术则特别另立一章进行深入分析和讨论。

编写：董　瀚（钢铁研究总院）
雍岐龙（钢铁研究总院）

第 2 章　焊接高强度钢

1　概述

1.1　分类及其特性

焊接高强度钢，在中国钢分类标准 GB/T 13304 中称为可焊接低合金高强度结构钢。这一类钢，在国际上通称为低合金高强度钢，或者说是高强度低合金钢中基本的一部分，它与国际标准 ISO 4948/1 和 ISO 4948/2 所包含的钢类相适应。

低合金高强度钢有多种分类方法。按强度等级，特别是按屈服强度的最低值则分成 345、390、440、540、590、690 MPa 等不同等级的钢种；按钢的特殊性能分类可分成低合金耐候钢、低合金耐蚀钢、低合金耐磨钢、抗层状撕裂钢等；按用途分类可分成管线钢、造船钢、桥梁钢、汽车钢等；按合金成分分类可分成铌钢、钒钢、钛钢及铌钛钒的复合钢种。但是，各国的学术界比较重视的分类方法是按钢的显微组织进行分类，这种方法较容易把组织与宏观力学性能、化学成分、生产工艺等有机联系起来，是一种比较常用的方法，按此方法进行分类主要可分为：铁素体-珠光体钢、微珠光体钢、针状铁素体钢、低碳回火马氏体钢、低碳贝氏体钢和双相钢、TRIP 钢等。

根据国标 GB/T 13304，中国焊接高强度钢按质量等级和用途的分类列于表 6.2-1。据不完全统计，目前已纳入（GB）和（YB）的基础钢号有 40 余个。

表 6.2-1　中国焊接高强度钢的分类

按主要质量等级分类	普通质量级	优　质　级	特殊质量级
按主要用途分类	一般用途结构钢： GB 1591 中的 09MnV、09-MnNb、12Mn、18Nb、16Mn、16MnRE、09MnCuPTi、12MnV、14MnNb、10MnSiCu 等	1）一般用途结构钢：GB 1591 中的 15MnV、10Mn-PNbRE、15MnTi、16MNNb、15MnVN 等 2）锅炉用钢：12Mng、16Mng、15MnVg 等 3）压力容器用钢：16MnR、15MnVR、15MnVNR、16MnRC、15MnVRC、HP265、HP295、HP325 等 4）造船用钢：A32、D32、E32、A36、D36、E36 5）汽车用钢：16MnL、09SiV、08Ti、10Ti 等 6）桥梁用钢：14MnNb、16Mnq、15MnVq、15MnCuq、15MnVNq 等 7）自行车用钢：12Mn、16Mn 等 8）工程机械用钢 9）矿用钢等	1）核能用钢 2）压力容器用钢 3）高韧性石油天然气输送管线用钢 4）保证厚度方向性能（Z 向性能） 5）舰船、兵器用钢等

1.2　焊接高强度钢的性能要求

1.2.1　强度

钢的屈服强度和抗拉强度是焊接高强度钢的主要力学性能。屈服强度是工程设计确定许用应力的主要依据，抗拉强度是强度储备的主要指标。屈服强度与抗拉强度的比值，即材料的屈强比是材料选择的重要参数，对不同用途有不同的要求。低的屈强比有利于冷加工成形和降低变形后的回弹量，因此，低屈强比钢较适合于冲压成形用钢和抗震性能要求的结构等，而高屈强比钢的强度潜力比较大，具有较大的抗塑性失稳破坏能力，比较适合于工程结构使用。

低合金高强度钢的主要强化机制有：晶粒细化强化、固溶强化、位错强化和析出强化等。晶粒细化强化是最好的强化机制，如图 6.2-1 所示，晶粒细化不但能显著提高钢的强度，而且可降低钢的塑脆性转变温度，提高钢的低温韧性，是被广泛采用的一种强化方法。特别是目前世界各国在广泛开展研究的超级钢，其核心就是最大限度地利用晶粒细化的强化方法。固溶强化是低合金高强度钢的一种主要强化方法，它主要是利用加入钢中的合金元素的原子半径与铁原子半径的差而强化的。固溶强化可分置换式固溶强化和间隙式固溶强化两种。典型的置换式固溶强化元素是锰和硅等，间隙型是碳和氮。钢中各种元素的固溶强化能力示于图 6.2-2。固溶强化的大小与溶质原子浓度的 1/2 次方成正比。由图 6.2-2 可以看出，尽管碳和氮的强化能力最大，但同时碳和氮能显著恶化钢的韧性，因此在一般情况下，为改善钢的韧性应尽量清除掉间隙式固溶元素（例如氮）。

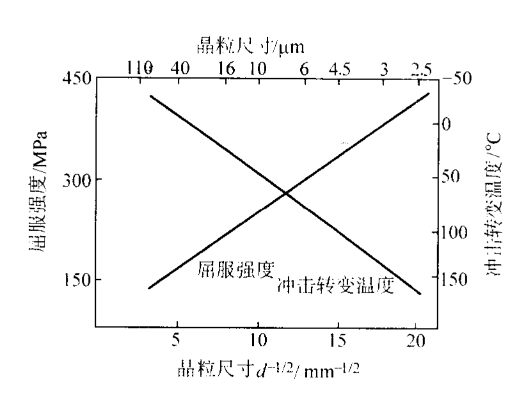


图 6.2-1　铁素体晶粒尺寸对 0.1%C 钢屈服强度和冲击转变温度的影响

通过添加合金元素和增加冷却速度，使钢的转变温度降低，不但可细化晶粒而且可增加位错密度。一般认为钢的屈服强度与钢中位错密度 ρ 的平方根成正比，即 $\sigma_s = K\sqrt{\rho}$。由于位错密度的增加可使屈服强度增加约 50 MPa。钢中的间隙式固溶原子与位错的交互作用，可显著提高钢的强度，但也会使钢的韧性降低。

通过添加微合金化元素铌、钒、钛，能同时产生晶粒细化和析出强化，所以析出强化是低合金高强度钢提高强度的重要方法，被广泛地采用。加入钢中的微合金化元素，能与钢中的碳、氮形成碳氮化物，通过热处理和控轧控冷等工艺

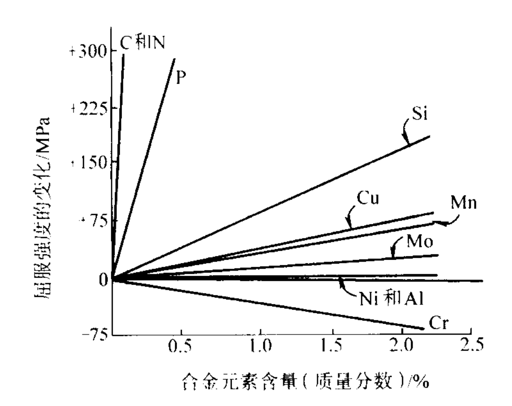


图 6.2-2　铁素体-珠光体低合金高强度钢的固溶强化

措施使碳氮化物由钢的基体中析出，弥散、细小、均匀地分布在钢中，强化机体，产生显著的析出强化效应，大幅度提高钢的强度。析出强化作用的大小，主要取决于铌、钒、钛等微合金化元素在奥氏体中的溶解度，溶解度大其析出强化作用也大。VC 在奥氏体中的溶解度比 NbC 大，所以在 950℃进行正火时，钒钢产生的析出强化作用比较大，NbC 在 950℃的溶解度比较小，所以其析出强化作用也很小。为提高铌钢的析出强化效果，就必须提高铌钢的奥氏体化温度，但这会导致晶粒粗化和析出物长大，降低钢的韧性，因此析出强化效应的大小，不仅与析出的碳氮化物数量有关，而且与析出颗粒的尺寸有关，析出颗粒的尺寸越小则析出强化效应越大，如图 6.2-3 所示。由图可以看出，当钢中的铌含量（质量分数）为 0.03%时，钢的屈服强度增加的最大值约为 120 MPa，析出强化随铌含量的增加和析出物颗粒尺寸的减小而增大。为使析出物的数量达到最大值，最重要的是使微合金化元素与碳或氮的配比 Ti/C、Nb/C、V/C 满足或接近最佳理想化学配比。近年来，关于钒微合金化钢的研究充分证明了这个观点。钒与氮的理想化学配比 V:N = 3.64。当采用转炉炼钢时，钢的氮含量（质量分数）比较低，约为 $40 \sim 60 \times 10^{-6}$，作为微合金化元素加入钢中的钒只有 35.5%能形成 VN，从钢中析出并产生析出强化，56.3%的钒仍固溶在钢中没能发挥出钒的析出强化作用。当以适当的方式使钢增氮时，钒在钢中相间的分配比例发生很大变化，以 VN 析出物形式存在的钒增加到 70%，固溶钒则由 56.3%降低至 20%，VN 析出物增加，既细化了钢的晶粒又显著提高了钢的强度。V:N 比越接近理想化学配比，析出的 VN 就越多，析出强化作用就越大，加入钢中的钒就能利用得更充分。最近利用 Ti/C 理想化学配比原理，同样也开发出了高强度超低碳贝氏体钢。

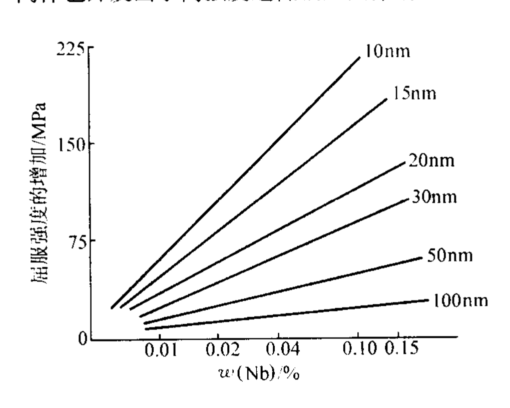


图 6.2-3　Nb 含量和 NbC 颗粒尺寸对低合金高强度钢强化的影响

1.2.2　韧性

良好的韧性是焊接结构用钢安全使用的最基本保障之一。影响钢的韧性的因素很多，一般来说，除晶粒细化能显著提高钢的韧性和少数几个固溶元素（如 Mn、Ni）能改善韧性外，其他强化因素均降低钢的韧性和韧脆性转变温度，例如表 6.2-2、表 6.2-3 和图 6.2-4。

表 6.2-2　合金元素对钢的强度和转变温度的影响

元　素	添加 1%（质量分数）的合金元素引起的变化		
	屈服强度/MPa	抗张强度/MPa	冲击转变温度/℃
C	+4 600	+6 800	—
Nf	+4 600	+6 800	+700
P	+670	+670	+400
Sn	+140	—	+150
Si	+85	+85	+44
Cu	+39	+9	—
Mn	+32	+28	0
Mo	+11	+45	—
Ni	0	+9	—
Cr	−30	−28	—
Al_s	0	0	+75

表 6.2-3　合金元素和显微组织对钢的转变温度的影响

参量	屈服强度增加 15 MPa 时转变温度的变化/℃	
珠光体	屈服强度不增加，20%的珠光体使转变温度升高 44℃	显微组织影响
位错	+6	
析出	+4	
晶粒细化	−10	
P	+53	成分影响
N	+30	
Sn	+17	
C	+10	
Si	+8	
Mn	−5	
Al	−27	

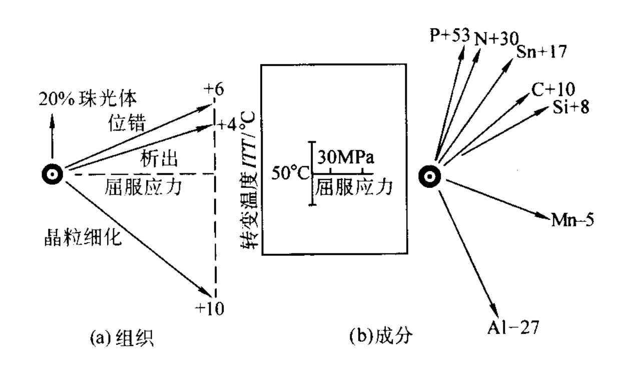


图 6.2-4　影响铁素体-珠光体钢的屈服应力和冲击转变温度的因素

在焊接高强度钢中，因基体一般为铁素体，所以存在的第二相质点一般均为脆性相，造成韧性降低。钒、铌、钛等生长的各类微合金碳氮化物，由于具有阻止晶粒长大和沉淀强化两种作用，因而降低韧性的作用不太大，钒在钢中主要起沉淀强化作用，对钢的韧性有所降低，铌主要起细化晶粒作用，可提高钢板的韧性。



组织形态和渗碳体的形态和数量对韧性有显著影响，当渗碳体呈片状和网状时对韧性危害极大，而球状渗碳体影响很小，如图 6.2-5 所示。片状珠光体对韧性的危害也较大。

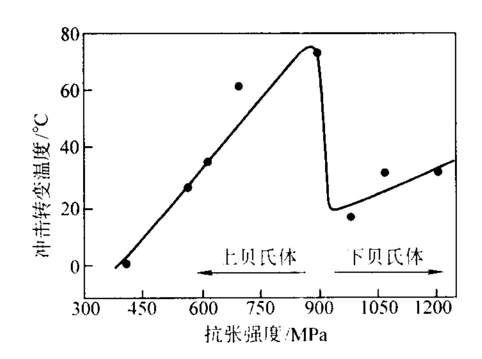


图 6.2-5 抗张强度和贝氏体形态对低碳贝氏体钢冲击转变温度的影响

钢的洁净度是影响焊接高强度钢的最主要因素之一。硫和氧形成的非金属夹杂物对韧性危害极大，钢中硫、氧含量越多，夹杂也越多，钢的韧性越低，如图 6.2-6 所示。夹杂物的数量和形态对钢的韧性也有较大影响，长条状 MnS 不仅降低钢的韧性，而且造成横、纵向较大的韧性各相异性差异，如图 6.2-7 所示。当采用钙、稀土等处理后可通过夹杂物变性处理和球化使钢的韧性显著提高，如图 6.2-8 所示。

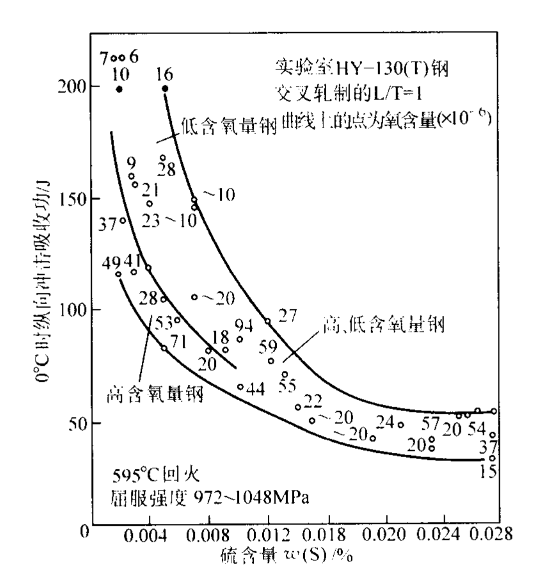


图 6.2-6 S 含量对钢的韧性的影响

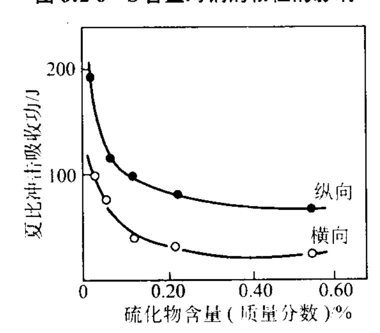


图 6.2-7 硫化物含量对钢的韧性的影响

1.2.3 塑性

焊接高强度钢还应具有一定的延展能力，即塑性，以保证加工的需要和结构的安全使用。对重要的焊接结构钢，例如海上油气钻井平台的节点用钢还要求良好的抗层状撕裂性

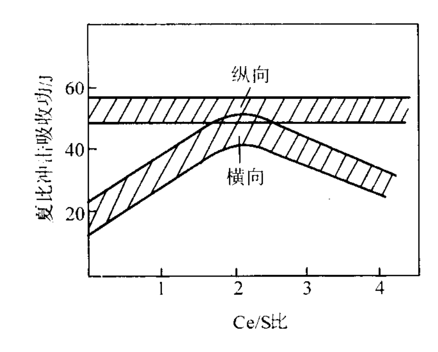


图 6.2-8 稀土处理对钢的横、纵向韧性的影响

能，因此要求材料应具有良好的 Z 向伸长率。对冲压成形类焊接高强度钢来说，塑性更是保证钢板良好成形性能的重要参数。

钢中元素在提高强度的同时一般都降低延性。图 6.2-9 是各种合金元素对钢的伸长率的影响。材料的冶金质量也是影响钢的伸长率的主要因素之一，钢中夹杂数量越多，伸长率越低，如图 6.2-10 所示。提高钢的伸长率的主要方法是降低碳含量，降低硫、氧含量控制夹杂物总量，改变夹杂物形态和适当选用合金元素。

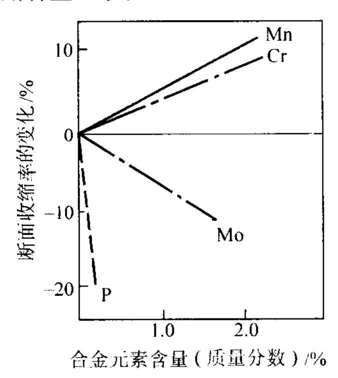


图 6.2-9 合金元素对断面收缩率的影响

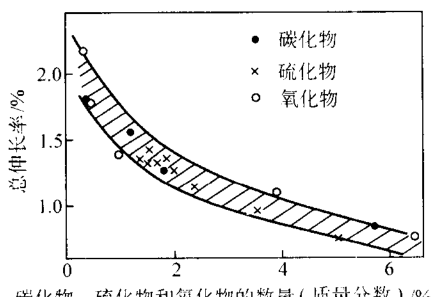


图 6.2-10 钢中脆性第二相粒子对塑性的影响

1.2.4 焊接性

钢的焊接性是指材料对焊接加工的适应性，即在一定的焊接条件下，获得优质焊接接头的难易程度。一是结合性能，材料对形成焊接缺陷的敏感性；二是使用性能，力争接头具有母材相当的力学性能和加工工艺性能。

焊接是特殊的金属冶炼过程，具有熔池小、升温与冷却速度快、温度峰值高、母材 - 熔渣 - 气体间在瞬间内进行复杂的反应等特点。母材由于受焊接热循环和温度急剧变化的影响，热影响区（HAZ）将发生不同的组织和性能变化：淬火区易出现马氏体和贝氏体，造成该区域硬度高，塑性和韧性低，易产生裂纹；在正火区，对调质钢和控轧钢来说，易出现一个软化区域；在回火区，易造成回火脆性。焊接时易在焊缝产生诸如气孔、热裂纹、冷裂纹、焊后回火时的再热



裂纹、层状撕裂等缺陷，由于焊接材料中合金元素的过渡，加剧了这些缺陷的形成倾向。

焊接时，产生各种焊接缺陷和影响焊接接头性能的因素很多，既有钢的内在因素，例如化学成分、组织状态、厚度规格等，又有焊接的外在因素，例如焊接材料，焊接方法，焊接工艺及参数控制、结构形式、焊接技术水平等。所以，改善高强度钢的焊接性能的措施是多方面的。钢的化学成分对高强度钢的焊接性有很大的影响，根据文献综合分析，大体有表 4 所示规律。提高焊接性能的有效措施是降低钢中碳、磷、硫含量和适当选用合金元素；另外，适当控制钛、铝等的碳氮化物或钛的氧化物对降低淬硬性、防止冷裂纹以及提高韧性也有好处。加钙、稀土等对防止冷裂纹和层状撕裂及提高韧性也有效果。钢中成分对焊接性能影响比较复杂，有许多矛盾现象，例如，锰对热裂纹的影响：当 w（Mn）≤0.8%时，增加 Mn 可置换低熔点 FeS 中的 S 而生成熔点较高的 MnS，故可降低热裂纹倾向；但当 w（Mn）≥0.8%时，都会增加热裂纹倾向。再例如，Mn 对焊接性能的影响：当 w（Mn）≤1.4%时，提高 Mn 含量将降低钢的韧脆转变温度，而当 w（Mn）≥1.4%时，提高 Mn 含量则可提高钢的韧脆转变温度。

评价焊接高强度钢焊接性的方法很多，有间接判断法和直接试验法。间接判断法通常采用焊接碳当量（C_{eq}）或焊接裂纹敏感指数（P_{cm}）来估算钢的淬硬倾向和冷裂纹倾向。当考虑板厚与钢中扩散氢的影响时，也可用 P_c 值来估算 Y 形坡口约束裂纹试验的断面冷裂纹率与化学成分的关系，伊藤等人给出如下关系：

$$P_c = C + Si/30 + (Mn + Cr + Cu)/20 + (Mo + V)/15 + Ni/60 + 5B + H/60 + t/600(\%)$$

式中，H 为焊缝金属中氢扩散量，mol/100 g；t 为板厚，mm；合金元素为质量百分数（%）。

也可用焊接热影响区的最高硬度 HV_{max} 来判断母材化学成分与热影响区冷裂纹之间的关系。一般来说，HV_{max} 越高，冷裂纹倾向越大，木原均等给出了 HV_{max} 与碳当量 C_{eq} 关系为：

$$HV_{max} = 666C_{eq} + 40$$

$$C_{eq} = C + Si/24 + Mn/6 + Cr/5 + Mo/4 + Ni/40 + V/14$$

不同类型的焊接高强度钢所允许（不产生裂纹）的最高硬度并不相同，例如，HT80 钢约为 430HV，HT60 钢约为 380HV，HT50 钢约为 320HV，当越过其值时，工艺上就要采取一定措施，例如预热等。

2　合金元素在钢中的作用

焊接高强度钢品种繁多，在桥梁、压力容器、锅炉、造船、海上采油平台、机械工程、建筑、油气输送管线和车辆等各领域广泛应用。一般来说，焊接高强度钢基本上可分为 4 个类型：

1）传统的碳、锰系列高强度钢，钢中的锰含量（质量分数）一般在 0.8%～1.6%之间，基本上采用低碳结构钢的生产流程和工艺规范，高温加热和高温轧制，轧后无控冷和无热处理是其生产的特点。

2）正火＋回火或淬火＋回火处理的较高强度级别的钢种系列（屈服强度为 440～800 MPa），钢中主要添加元素是铬、镍、钼和钒、铌、硼等，组织强化是这类钢的主要强化机制。

3）在传统 C-Mn 钢的基础上，通过降低碳含量，采用铌、钒、钛独立或复合微合金化，并通过轧后正火方式生产的一类低合金焊接高强度钢。

4）通过采用 TMCP 技术开发的一类微合金化控轧钢板。

2.1　钢中的相

按钢的显微组织分类是一种比较常用的方法，按此方法分类主要可分为：铁素体-珠光体钢、微珠光体钢、针状铁素体钢、低碳回火马氏体钢、低碳贝氏体钢和双相钢等。

1）铁素体-珠光体钢　它是低合金高强度钢中最主要的一类钢，约占 1/2～3/4。钢的组织由片层状的珠光体和多边形铁素体组成，珠光体占 10%～25%，铁素体占 90%～75%。碳含量较低的低合金高强度钢，在热轧和正火条件下都可获得铁素体和珠光体组织。珠光体的含量取决于钢中的碳含量，随碳含量的增加珠光体体积率增加，钢的强度显著提高（如图 6.2-11 所示）。大量使用的建筑用低合金高强度钢和焊接结构钢大多数是铁素体-珠光体钢，屈服强度在 300～400 MPa范围内。若采用控制轧制和控制冷却新工艺生产这类钢，可进一步细化铁素体的晶粒和减小珠光体的片层间距，铁素体＋珠光体组织钢的屈服强度极限值可达 440 MPa 以上，最大的生产厚度可达 30 mm 以上。根据最新的研究结果，若能把铁素体的晶粒尺寸细化到 μ 级，则铁素体加珠光体组织钢的强度可达到 800 MPa。

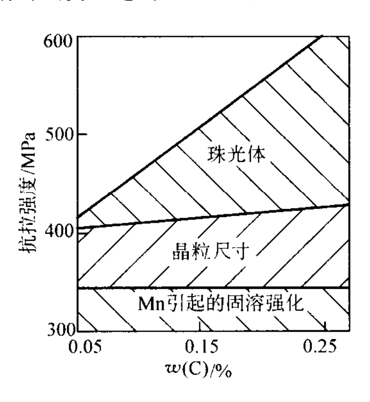


图 6.2-11　碳含量和珠光体量对 C-Mn 钢强度的影响

2）微珠光体钢　是由铁素体-珠光体钢发展而来的。当进一步降低钢中的碳含量（质量分数）0.10%以下，并采用复合微合金化和控轧控冷技术，使钢中的珠光体含量低于 10%时，就得到了微珠光体钢，其组织为多边形铁素体，在晶界上分布着少量的岛状珠光体。这类钢的碳含量较低，因此焊接性和低温韧性大大改善，其最高屈服强度可达 400 MPa 以上。进一步降低钢中的碳含量，使钢中珠光体含量≤5%时，就可得到无珠光体钢。

3）针状铁素体钢　在低合金高强度钢的基础上，当钢中的碳含量降至 0.06%以下并添加适量的其他元素（例如锰、钼、铌等），形成一种具有高密度（10^{10} cm^{-2}）位错亚结构的“针状”组织的钢称为针状铁素体钢。该钢有时还含有极少量的其他组织。从金相形貌和结构上看，针状铁素体形成时具有明显的浮凸效应，显示出突起的针叶浮雕。针状铁素体属贝氏体范畴，遵循过冷奥氏体中温转变的热力学规律。从薄膜透射电镜的观察结果看，针状铁素体的亚晶成明显的“针状”形貌，一个针状铁素体的晶粒由多个针状亚晶组成，针状亚晶又由近似平行的短粗板条组成。当钢中的碳含量为 0.02%～0.04%时，这类钢的组织也有人称为超低碳贝氏体。从性能上，当采用控轧控冷工艺时，针状铁素体钢的屈服强度可达到 415～690 MPa，50%剪切断口的转变温度（FATT）低于－60℃，同时还具有非常高的冲击上平台功、优异的焊接性和良好的抗裂纹扩展性，该类钢广泛用于寒冷地带的输送管线。典型的钢号为低 C-Mn-Mo-Nb 系的 X70。

4）低碳回火马氏体钢　为使低合金高强度钢获得更高的强度和良好的韧性，通常采用的方法是对钢进行淬火和回



火处理，最大限度地挖掘出材料的潜力。这类钢的碳含量（质量分数）通常都低于0.16%，属于低碳型的低合金高强度钢，淬火回火处理后钢的组织为低碳回火马氏体，所以这类钢统称低碳回火马氏体钢。钢中添加的合金元素主要有锰、铬、镍、钼、硼等提高淬透性的元素及钼、钒等提高回火稳定性的元素。钢的显微组织为低碳板条马氏体。一个晶粒由多个板条束组成，每个板条束由平行的马氏体板条组成，板条束与板条束之间为大角度晶界，板条与板条之间为小角度晶界，板条内部都含有高密度位错。低碳回火马氏体钢具有很高的屈服强度（440～780 MPa），很低的转变温度（零塑性转变温度 *NDTT* 低于－80℃）、很高的冲击上平台功和良好的强韧性匹配。12MnCrNiCuMoVB 钢和 12CrNi3MoV 钢是这类钢的典型代表。

5）低碳贝氏体钢　系指碳含量（质量分数）为0.10%～0.15%，在使用状态下组织为贝氏体的钢种的总称。贝氏体组织通常是通过空冷或控制冷却得到的。1930年 Bain 和 Dovenport 首先在钢中发现了在铁素体珠光体转变与马氏体转变区域之间的中间转变产物，以后人们就把这种中间转变产物称为贝氏体，具有贝氏体组织的钢称为贝氏体钢，碳含量为0.10%～0.15%的贝氏体钢称为低碳贝氏体钢。在对贝氏体钢进行合金设计时，其主要原则是：在相当宽的冷却速度范围内钢均能得到以贝氏体为主的组织；在保证贝氏体钢强度的同时，应具有良好的韧性；具有良好的焊接性和成形性等工艺性能；钢的价格低廉。

6）双相钢　系指显微组织主要由铁素体和马氏体所组成的低合金高强度钢。严格地说，双相钢的组织不只是两个相，在实际生产条件下，钢的组织除铁素体和马氏体外，还会有少量贝氏体和脱溶的碳化物存在，因此这类钢叫复合组织钢可能更合适。钢的基体组织为铁素体，用以保证良好的塑性、韧性和冲压成形性，5%～20%弧立的岛状马氏体用于提高钢的强度。因此双相钢的主要特点是：屈服强度（$\sigma_{0.2}$）很低，没有屈服现象；均匀伸长率和总伸长率均很高，冷加工性能好；塑性应变比 γ 值很高；加工硬化指数 n 值大，是理想的汽车用冲压成形用钢。双相钢的制造主要有两种方法：热处理双相钢和热轧双相钢。热处理双相钢通常是把热轧或冷轧的薄板，加热至（$\alpha+\gamma$）两相区，使岛状奥氏体均匀弥散地分布在铁素体基体上，然后以适当的冷却速度冷却时奥氏体变成马氏体，得到铁素体加少量马氏体组织的双相钢。热轧双相钢是通过添加较多的合金元素（例如硅、铬、钼等），热轧后以适当的冷却速度冷至卷取窗口，卷取后自然冷却就可直接得到铁素体加马氏体组织的双相钢。由于双相钢的良好特性，目前已获得广泛的应用。根据双相钢制品的用途，双相钢分为冲压型双相钢（主要是指板材）和非冲压型双相钢（棒材、线材、钢筋和钢管等）。冲压型双相钢在美国、日本和加拿大获得较多的应用，主要用于制造汽车的大梁、保险杠、车轮及车门的内外板。非冲压型双相钢也发展很快，主要用于制造紧固件和高强度钢丝。

2.2　合金元素的作用

在焊接高强度钢中，合金元素主要通过对奥氏体冷却过程中组织转变的影响而改变材料的组织和性能。

溶于奥氏体的元素对奥氏体冷却时组织转变的主要影响表现在对C曲线的位置和形状的影响上以及对马氏体转变点 M_s 的影响上，常见钢中元素对上述影响的主要规律如下。

1）非碳化物或弱碳化物形成元素硅，锰，镍，铜，铝等，只能使C曲线右移，而不能改变其形状。

2）碳化物形成元素铬，钼，钨，钒，铌，钛等，不仅使C曲线右移，且能改变其形状，甚至使其成为具有上下两个C曲线的S形状，上部曲线反映奥氏体-珠光体相变；下部曲线反映奥氏体-贝氏体相变。

3）提高临界点的元素硅、铝、镍、钼、钨、钒、铌、钛等，使C曲线的鼻子向上移动，降低相转变的临界冷却速度；降低临界点的元素锰、镍、铜等、则使C曲线鼻子向下移动，提高相转变的临界冷却速度。

4）合金元素只有溶于奥氏体才能使C曲线右移，如果形成不溶于奥氏体的稳定碳氮化物或氧化物时，则因其为奥氏体分解时的新相形核准备了结晶核心，反而使分解加速，如 Ti、AlN。

5）硼、磷、稀土等元素易在奥氏体晶界偏聚，阻碍 α 相和碳化物在晶界形核，转变孕育期增长，使C曲线右移。

6）在亚共析钢中，随碳含量的增加，C曲线右移。

7）当多种合金元素加入时，往往能大大提高过冷奥氏体的稳定性，C曲线大为右移。

8）按合金元素对奥氏体—F+P和奥氏体—贝氏体转变的不同影响分为两类，一类是同时推迟两种转变的元素，例如锰、铬、镍、硅、铜等；另一类是有利推迟奥氏体—F+P转变，而对推迟奥氏体—B转变较弱的元素，例如钼、钨、钒、硼等。

9）除铝、钴外，其他元素均降低 M_s 点，其中 Si 的能力最小。

由于合金元素对C曲线的不同影响，将改变钢的临界冷却速度和相变温度，从而得到不同的组织。使C曲线右移，降低钢的临界冷却速度，故增加钢的淬透性，淬火时易得到马氏体组织；使C曲线下移，降低相变温度，易得到细小晶粒，可同时提高钢的强度和韧性。另外，还可以利用合金元素对铁素体-珠光体和贝氏体转变的不同影响，加入不同合金元素使钢得到不同的相变组织，从而设计出不同的钢种，例如当需要形成贝氏体组织时，就要避免形成铁素体-珠光体组织，加入钼、钨、硼等是有效的手段。例如 Mo-B 钢；欲避免生成铁素体、珠光体和贝氏体，而希望得到马氏体时，不但需要加入钼、钨、钒、硼等元素，还应加入铬、镍等元素；当钢需要生成稳定马氏体而防止淬火后自回火时，应加入降低 M_s 点的元素而避免加入提高 M_s 点的元素，当然，合金元素加入种类和数量还应和冷却条件相适应。

3　焊接高强度钢品种、性能和特点

3.1　锅炉和压力容器用低合金钢

它是建筑、锅炉和压力容器用低合金钢的总称。压力容器用钢广泛用于建造石油化工、气体分离、气体贮藏运输等设备的压力容器和其他类似设备。锅炉也是一种重要的压力容器。压力容器是在一定的温度、压力和介质下工作的，因此服役条件比较复杂。按使用温度划分，可分为：常温压力容器，工作温度为－20～200℃；低温压力容器，工作温度为－20～253℃；高温压力容器，工作温度为200～650℃。按工作压力划分，可分为：低压容器，工作压力为0.1～1.6 MPa；中压容器，工作压力为1.6～10 MPa；高压容器，工作压力为10～100 MPa；超高压容器，工作压力大于100 MPa。由于压力容器的服役环境复杂，所以相应地压力容器用钢种类繁多，规格多种多样，包括低非合金钢、低合金钢和高合金钢，钢材品种包括薄板、中厚板和特厚板。这里介绍低合金结构钢。

压力容器用钢首先要求具有较高的强度，在非合金钢的基础上，强度提高50%以上。从强度级别上看，主要有490 MPa、590 MPa、690 MPa 和 785 MPa。490 MPa 级压力容器用钢是使用最多的一类低合金钢，主要成分为 C-Mn 系，组织为铁素体加珠光体，一般在轧制状态下使用，如美国的 A299、德国的 St.52 和中国的 16MnR 就是这类钢的典型代



表；590 MPa级压力容器用钢主要用在较大型的容器中，以利于壁厚的减薄，便于运输和吊装，它是在碳锰钢的基础上，添加铬、镍、钼、钒等元素的二种或三种加以组合，采用调质或非调质处理方法，提高钢的强度，改善其冲击韧性，减小其焊接硬化倾向，降低其裂纹敏感性，其组织为回火马氏体或贝氏体，成分系为Mn-Mo、Mn-Mo-Ni系，再添加少量的钒和钛，例如美国的A302B、英国的Ducol-W30、德国的BHW43W、法国的AMMO-65和日本的Welcoh2H都属于这一类钢；690 MPa级压力容器用钢，主要用于高压及超高压容器中，成分为低C-Mn-Ni-Cr-Mo和低C-Ni-Cr-Cu-Mo-V-B，几乎全部采用调质处理，组织为回火马氏体，例如美国的A533B-3、西德的24CrMo10和日本MY-56等都属于这类钢；785 MPa级高强度钢主要用于建造球罐和乙烯储罐，钢的碳含量较低，采用多元少量合金化体系，全部采用调质处理，采用高强度钢的主要目的是进一步减薄大型容器的壁厚。例如美国的T-1钢、日本的Welten80C和WT80P就属于这一类钢。在球形储罐上甚至还使用了980 MPa级的高强度钢，根据球罐受多轴应力的要求，钢板的纵横向必须具有均匀的力学性能，因此在钢板生产时，应采用交叉轧制法，生产出接近各向同性的钢板，以满足球罐的使用要求。采用高强度钢制造容器，可减轻设备自重，节约钢材，解决大型容器的运输困难，能承受较高的载荷，延长使用寿命，减少维修费用。例如，使用785 MPa的高强度钢（如Welten80）制造球罐时，比使用强度为410 MPa级的钢可节约69%，占地面积也减小75%，附属设备数量减少95%，因此应用低合金高强度钢具有很大的经济效益。

压力容器用钢要求高的冶金质量和内在质量。由于它是在一定压力、温度和介质下工作，使用条件很苛刻，所以对钢的性能要求很严格，除要求高强度外，对钢的冲击韧性、冷弯、伸长率和时效冲击等综合性能都有严格要求。为满足这些严格的要求，压力容器用钢必须具有高的冶金质量。对钢中的硫、磷等杂质元素，氮、氢、氧等有害气体含量，砷、锡、锑、铅等有害残留元素等有严格要求，因此，在冶炼上要精选原材料，采用先进的炉外精炼工艺，使钢质达到高纯净化，特别是要求无方向性能的厚钢板，对硫、磷等杂质元素限制更严，通常其质量分数都低于0.010%。对不同用途的压力容器用钢，钢中的夹杂物等级都有严格的规定，必须满足要求，钢板轧制后对钢板的内在质量都要进行严格的超声波无损探伤检测，不允许存在超过规定的缺陷存在。为保证压力容器的安全可靠性，对所使用的容器钢板还应做模拟容器的爆破试验和疲劳试验。爆破容器的设计有专业规范，检测压力增加到规定参数时，观察受压后的应力应变行为、屈服压力和爆破压力，考察钢板的塑性和韧性，评价钢板的冶金质量。因此对压力容器用钢的要求是相当严格的。

制造加氢裂化和加氢脱硫装置的压力容器用钢应具有较好的抗氢腐蚀性能。加氢裂化是一种新的石油炼制工艺，原料油适用范围很广，产品灵活性大，受到普遍重视。同时由于原油中有时含有较高的硫量，为减少环境污染和排入大气中的含硫废气，又大量发展了加氢脱硫工艺。由于这些反应器是在高温、高压的富氢气氛下工作，所以对使用的钢材必须具有良好的抗氢腐蚀能力。同时，在加氢裂化过程中，一级加氢反应器还有硫化物和氮化物的腐蚀，因此钢材还应具有较好的抗硫化物和氮化物腐蚀的能力。美国石油学会（API）专门绘制了几种常用钢材的氢腐蚀曲线，可供选材时参考。普遍认为，在加氢裂化和加氢脱硫装置中使用的压力容器用钢，以2.25Cr-1Mo钢为最经济适用，所以单层加氢反应器基本上都采用这种钢作为筒体及锻件的材料。因此，2.25Cr-1Mo钢成为加氢反应器的典型钢材。

制造反应堆压力容器用的钢材，应具有良好的抗中子辐照脆化性能。在反应堆运转过程中，压力容器筒壁承受堆芯所释放的中子的强烈辐照，使钢材的力学性能改变，其中最严重的是引起钢的辐照脆化现象，使钢的冲击韧性下降，无塑性转变温度（NDT）升高，有造成低应力脆性断裂的危险，因此，世界各国反应堆压力容器用钢都要求具有较好的抗中子辐照脆化性能。目前，防止反应堆压力容器脆性断裂的方法主要有两种，即转变温度法和断裂力学法。转变温度法是指在反应堆压力容器的运行温度高于弹性断裂转变温度FTE时，材料处于韧性状态，所以可防止脆性断裂。该方法已被美国ASME标准采纳，并以公式FTE = NDT + 33℃作为判据。式中NDT是零塑性转变温度（nil ductility temp.），它是按ASTM—E208或GB6803落锤实验方法测出的。33℃是根据断裂分析图（FAD）和爆炸膨胀实验测出的。在反应堆压力容器服役期间，即经中子辐照后反应堆压力容器的安危常用下式作为转变温度法的判据，即FTE = ART + 33℃，式中ART称为修正参考温度，即考虑了辐照效应而经修正后的参考零塑性转变温度。防止脆性断裂的断裂力学方法，是判断裂纹是否能迅速扩展的方法，当承压部件的应力强度因子$K_I < K_{IC}$或裂纹张开位移$\delta < \delta_c$，或$J_I < J_{IC}$时，才能阻止裂纹迅速扩展或开裂，但是由于断裂力学方法的计算和实验比较繁锁，所以，在核容器选材、制造和验收时，多采用转变温度法作为考核指标。为提高反应堆压力容器钢抗中子辐照脆化性能，从成分设计上，要尽量降低铜、硅等合金元素，磷、硫、氮等有害杂质元素，砷、铅、锡、锑等有害残留元素的含量。铜对钢的辐照性能危害很大，中子辐照后能使铜沉淀析出自由铜，对微空洞有稳定作用，增大辐照脆化效应；硅有稳定辐照缺陷的作用；磷和硫有加速辐照脆化的倾向，特别是磷对钢的辐照性能更有害；氮是对钢的辐照性能有害的间隙元素，应尽量降低；砷、铅、锡、锑是钢中残留元素，尽管其含量很低，仅为痕量，但对辐照性能危害较大，应尽量降低。因此，反应堆压力容器用钢对辐照敏感的杂质元素硫、磷、铜、钴、硼和残余元素砷、锡、锑及气体含量氢、氧、氮都作了严格的限制。美国的A508—Ⅲ是反应堆压力容器用钢的典型代表，德国、法国、日本和中国，反应堆压力容器都采用A508—Ⅲ钢制造，但具体成分规格略有差异。

在一定温度下使用的压力容器用钢应具有较好的抗回火脆性。所谓回火脆性是指钢经淬火（或正火）后，在一定温度范围内进行回火时会出现室温冲击韧性显著降低的现象，统称为回火脆性。压力容器用$2\frac{1}{4}$Cr1Mo钢，当回火温度低于600℃时冲击韧性明显降低。12Cr1MoV钢在600~700℃回火时也有冲击韧性明显降低的现象。锅炉和压力容器长期使用温度若接近回火脆性区时，将使钢的冲击韧性降低，直接影响其安全可靠性，因此要求长期使用温度应避开钢的回火脆性区，或消除钢的回火脆化现象。关于回火脆性已开展了大量的试验研究工作，提出了许多关于回火脆性本质的论述，主要有：析出理论、碳化物转变理论、应力变化理论和残余奥氏体理论等，但这些理论仍在发展之中。关于12Cr1MoV钢回火脆性的研究结果表明，回火时沿晶界析出的碳化物和残余奥氏体的分解是引起该钢回火脆性的主要原因。12Cr1MoV钢在脆性状态和韧性状态下所生成的碳化物数量几乎是相同的，因此引起该钢回火脆性的原因不是碳化物的析出数量，决定性的因素是碳化物的分布状态，当微细弥散的碳化钒沿晶界析出时，导致其冲击韧性显著降低。同时，当钢中的残余奥氏体回火分解时，在晶粒周围会形成脆化的薄壳层，也会降低钢的韧性。锅炉和压力容器在某一温度下长期运转时，就相当于在该温度下进行长时间回火处理，因而容易引起碳化物析出相聚集长大，特别是容易引起

低熔点杂质元素砷、锡、锑、铅等在晶界上偏析，导致晶界脆化，显著降低钢的冲击韧性。因此，在高温下长期工作的锅炉和压力容器用钢，必须在炼钢时就精选原材料，尽量降低钢中的残留元素，进一步减少造成回火脆性的因素。

锅炉是在较高温度下长时间运行的一种重要的压力容器，所以锅炉用低合金钢与压力容器用低合金钢类似。美国、前苏联和日本等许多国家，锅炉用钢与压力容器用钢标准相同。中国锅炉与压力容器用钢标准不同，但实际也很相近，因此锅炉与压力容器用钢的基本特性和要求基本相同，以下不再重述。但是，由于锅炉是在高温下长时间工作，它也有如下特殊要求。

1）高温强度和高温塑性　高压锅炉在高温高压下要工作10年甚至20年，因此锅炉钢除要求常温和瞬时高温抗拉强度外，还要求锅炉钢具有较高的高温持久强度和蠕变强度，以及一定的高温塑性。高温持久强度表征材料在高温和应力长期作用下的抗断裂能力，它是进行高温材料强度计算的一个基本判据。蠕变强度表征材料在高温下的形变抗力，它随温度的提高而降低，它是设计高温压力容器时进行强度计算的另一个基本判据。

2）抗氧化性能　由于锅炉管等在高温下长期工作，故要求其在相应工作温度下具有较小的氧化速度，应小于0.01 mm/年。钢中添加Cr、Si、Al等合金元素有利于提高钢的抗氧化性能。

3）抗腐蚀性能　锅炉在运行中要承受炉水、燃气和蒸汽的腐蚀，以及氢、碱、垢、硫和应力腐蚀等，因此要求锅炉钢具有良好的抗多种腐蚀的性能。

4）组织稳定性　锅炉钢在高温下长时间运行后，钢中的合金元素会重新分配，产生组织不稳定现象，例如石墨化、球化、固溶合金元素的贫化、碳化物相析出类型的转变、碳化物的聚集和长大等，导致钢的持久强度、蠕变极限和韧性明显降低，因此要求锅炉钢的组织具有稳定性。

3.2　普通船舶用低合金钢

系指用于建造普通民用船舶的低合金钢（low alloy steels for ord-inary ships）的总称。船舶工业是综合性传统产业，在某种意义上说，船舶工业是吸收和应用先进技术最快的部门之一。船舶，特别是大型船舶更是一个庞大而复杂的现代化水上建筑。因此，一些工业化国家曾将造船工业作为支柱产业，并取得了辉煌的成绩。世界造船工业经过100多年的发展，已形成了一个门类齐全的较完整的产业体系。20世纪90年代，中国及时抓住国际船舶市场复杂的机遇，使中国的造船产量逐年增加，从1994年起，造船产量首次超过德国，跃居世界造船排行榜的第三位，造船产量占世界造船产量的比例明显增加，1988年达7.57%，并一直保持世界排行第三的位置。外国专家认为，当今的世界造船工业已步入以日本、韩国和中国亚洲三国为主体的“亚洲三国时代”。随着造船工业的飞速发展，占船体结构约85%的造船用钢板的性能和质量也获得了迅速的提高。世界各国的船级社，为保证船舶运行的安全可靠性，都分别制定了自己的造船用钢的规范，例如英国的LR、美国的ABS、德国的GL、日本的NK、法国的BV、挪威的DNV、意大利的RI和中国的CCS。20世纪50年代末，各国船级社在伦敦召开了国际会议，统一了世界各国的船舶用钢标准。

3.2.1　分类

根据船舶不同部位受力情况的要求，民用船舶用钢板主要分为两类：一般强度级别钢板和高强度钢板。一般强度级别钢板分为A、B、D和E 4个质量等级，屈服强度等级均为235 MPa，其主要差异是冲击韧性，A级钢对冲击韧性没有要求，B级钢要求在0℃、D级钢要求在-10℃、E级钢要求在-40℃的冲击吸收功均能达到27 J；高强度钢板分为两个强度等级和三个质量等级。其中315 MPa级钢板为AH32、DH32、EH32，其冲击韧性要求不同，AH级要求在0℃、DH级要求在-20℃、EH级要求在-40℃下的冲击吸收功均能达到31J；355 MPa级钢板为AH36、DH36、EH36，其冲击韧性要求与315 MPa级钢板相同。这里应特别指出，从20世纪80年代后期开始，随着船舶的大型化、轻量化和高速化的要求，迫切需要进一步提高船舶用钢的强度。因此，以日本和欧洲为代表的国家，开发出屈服强度为390 MPa级的TMCP型高强度船用钢板（YP40K），并已纳入船级社的标准中，该钢主要用在船体受应力比较大的舷侧舷缘顶板和强力甲板上。在大型散装货船和集装箱船中，390 MPa级的高强度钢的使用比例已超过40%，而且还在不断扩大。使用高强度钢可减薄钢板的厚度，减少钢板的使用量和焊接施工量。

3.2.2　船舶用低合金钢的特性

船舶用钢要求良好的焊接性，它与造船方法和焊接方法密切相关。造船时，为减轻船体自重，节省造船耗用的钢材，要求钢材必须具有足够高的强度。但是，随造船用钢强度的提高，钢材的焊接碳当量将提高，焊接性将变坏，它成为使用高强度钢的瓶颈，即使在较小的热输入情况下进行焊接，也容易产生裂纹。为防止焊接裂纹的产生，就必须进行焊前预热处理。焊接碳当量越高，焊前预热的温度也越高。为解决这个问题，既提高强度又不损失其焊接性，唯一的方法是采用TMCP（Thermo Mechanical Control Process）工艺生产造船钢板，近年来已获得广泛应用。采用TMCP工艺，通过细化钢的晶粒，既可改善钢的低温韧性，又降低了钢板的碳当量，在碳当量相同的情况下，显著提高了钢的强度，例如图6.2-12所示，TMCP工艺使强度与碳当量的关系曲线显著向低碳当量和高强度方向移动了。在强度相同的情况下，显著降低了钢的碳当量，大大改善了钢的焊接性。因此，近年来各先进国家都采用TMCP工艺生产碳当量低、焊接性良好的高强度造船钢板。

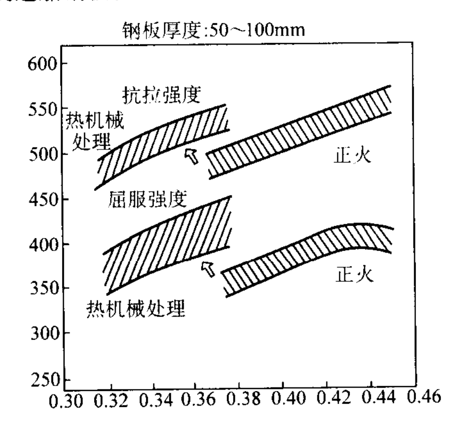


图6.2-12　在不同碳当量下制造工艺对钢强度影响

造船用钢板的焊接热影响区HAZ（Heat Affected Zone）应具有良好的抗组织粗化能力。造船焊接时，钢板的焊接热影响区HAZ必须经受高温热循环，这很容易引起钢板热影响区的组织粗化，显著降低HAZ的韧性。特别是近几年来，为提高造船的生产率，造船厂强烈要求采用大的线能量焊接施工，这就更难保证钢板热影响区的韧性，因此，为改善大线能量焊接时钢板的热影响区韧性，开展了大量的研究工作，提出了很多改善热影响区韧性的措施，归纳起来主要有：合金设计时选择的合金元素对热影响区的韧性没有坏的影响；通过降低碳当量改善热影响区的韧性；尽量降低损害热影响区韧性的微量夹杂物；充分利用TiN和氧化物粒子，抑制热影响区组织的粗化等。为实现上述各项技术措施，在



钢材的制造工艺上，就必须采用尽量降低硫、磷等夹杂物的高洁净钢冶炼技术、TiN 和氧化物粒子的微细分散技术、窄化学成分带的控制技术和 TMCP 技术。

船舶用钢板应具有良好的止裂特性。近年来，散装货船的破损事故和巨型油轮（VLCC）的触礁事故不断增多，除从设计上进行改进、强化检查和把油轮由单壳改为双壳结构外，在造船用钢方面，则要求船的碰撞和触礁产生较大塑性变形（10%）时，造船用钢板必须具有良好的抗脆性裂纹传播的止裂特性。采用 TMCP 工艺可生产出表层具有超细晶粒组织的钢板，厚度方向性能均匀，具有良好的阻止脆性裂纹扩展的能力。这种船板已成功地用于石油液化气（LPG）船和散装货船剪切应力最大的部位。随造船工业的发展，船舶对止裂钢板的需求将越来越多。

在船舶建造中，为简化材料加工、组装和焊接施工工序，还要求使用异形截面的钢板，如图 6.2-13 所示。异截面钢板主要有差异钢板、波浪形钢板和锥形钢板。根据船体承载的变化，要求使用的钢板的厚度也将改变，因此需要使用差厚钢板，可大大减小焊接施工量，提高生产效率。双面差厚钢板主要用于隔壁和储舱内的钢架，单面差厚钢板主要用于外板和甲板等。差厚钢板的制造是采用特殊的轧制方法进行生产的。在轧制时，先按差厚钢板的最大厚度轧制后，再按差厚钢板较薄的厚度轧制，并在轧制的过程中使轧辊倒转，或让轧辊抬起并离开轧制的钢板。差厚钢板生产的主要难点是从厚到薄的过渡位置的精度和钢板端部的取舍，因此，成材率要降低，而且钢板的矫直也比较困难，使钢板制造的总成本增加，所以使用这种差厚钢板时应予以考虑。

名称	形状
差厚钢板	板厚；板的长度方向
波浪形钢板	
锥形钢板	

图 6.2-13　典型的异型截面钢板

3.2.3　生产工艺

为提高造船钢板的综合性能，严格控制钢的冶炼、轧制和热处理等是十分必要的。

（1）冶炼

船舶用钢板广泛采用铁水预处理 + 转炉 + RH 真空脱气等先进冶炼工艺。首先要严格控制钢的化学成分，根据标准要求各生产厂都制定了严格的内控成分，把钢的成分控制在较窄的波动范围内。为提高钢的低温韧性并改善焊接性，普遍采用降碳的方法，碳含量（质量分数）通常都低于 0.16%、波动在 0.13% ~ 0.15% 范围内。与此同时，适当提高了 Mn 含量和 Mn/C 比，一般 Mn/C 比控制在大于 2.5，更严格的内控标准 Mn/C 比大于 4.0。冶炼时对硫磷的要求越来越高，尽管标准规定 S、P 含量 ≤0.04%，但实际水平均 ≤0.02%，国际先进实际水平磷含量 ≤0.015%、硫含量 ≤0.01%。钢中的硫含量过高时会形成长条状的 MnS 夹杂，降低钢的冲击韧性并导致各向异性。所以对要求较高的造船用钢板在冶炼上都必须大幅度降低硫含量。为保证细化晶粒和充分脱氧，在冶炼时还必须严格控制钢中的铝含量，特别是酸溶铝含量要严格控制。

（2）轧制

采用控制轧制 + 控制冷却相结合的轧制工艺是国际上船舶用钢生产的先进工艺。首先板坯加热温度要合适，若板坯加热温度过高则原始组织就变得很粗大，对最终的组织细化不利。C-Mn 钢的板坯加热温度一般应控制在 1 150℃左右，含有微合金化元素的钢坯加热温度一般控制在 1 200℃左右，可使微合金化元素充分固溶，以利于以后的析出强化和细化晶粒。控制轧制工艺可采用温度较高的再结晶区控轧、未再结晶区控轧和两相区控轧，一般的终轧温度应控制在 830℃左右，同时施以较大的变形量。各种轧制方法的组合，还可进一步细化钢的晶粒，提高钢的综合性能。为减少钢板的各向异性，在轧制过程中应采用交叉轧制，合理分配纵、横向延伸比，使之尽量接近 1:1，这样就可以减小钢板的纵、横向性能的差异，有利于消除带状组织，钢板的性能接近各向同性。轧制时粗轧机与终轧机压下率的合理分配也是一个重要问题，它直接影响最终钢板的强韧性。通常进入精轧机时的板坯厚度应是成品板厚的 2.5 ~ 3.5 倍，较大的终轧压下率有利于细化钢的晶粒组织，提高钢的强韧性。轧后采用先进的控制冷却工艺，可防止奥氏体晶粒长大，相变后获得最佳的组织状态，使强韧性匹配合理，提高综合性能。具体的控制冷却工艺可参见图 6.2-1。

（3）热处理

对韧性要求较高的 E 级船板和较厚的高强度 AH、DH 级别船板需要热处理状态供货。民用船舶的钢板一般采用正火处理。正火的目的是细化钢板的晶粒、消除魏氏组织、提高韧性、降低钢板的冷脆倾向，提高抗时效性能。正火处理多在辊底式常化炉中进行，出炉后的钢板自然冷却到辊式矫直机矫直。常规的辊底式常化炉，常常由于炉底辊结瘤造成正火船板下表面划伤，影响表面质量，所以，近年来都采用先进的无氧化辐射加热的辊底式常化炉进行正火处理，进一步改善了表面质量。

（4）展望

随着船舶的大型化，要求使用高强度钢的呼声越来越高，而且使用钢板的厚度也不断增加。随着制钢技术的发展，特别是 TMCP 技术开发成功后，采用该技术可以制造出碳当量低的厚钢板，为高强度厚钢板在船舶上的应用奠定了基础。高强度钢的使用范围不断扩大，原来只在船的甲板和船底使用高强度钢，现在已扩大到船侧外板和隔壁等。大型油轮使用高强度钢的比例已达到 70%，结果使船体自重减轻了 20% ~ 25%，大大提高了船舶的承载能力。另一方面，由于碳当量的降低，可防止焊接裂纹的产生，提高了焊接接头的韧性和焊接线能量，提高了焊接施工效率。世界各国都非常重视 TMCP 技术的应用，采用这种方法生产的船板都达到了各船社规定的技术要求，即使不进行正火处理也达到了规定的韧性要求，适用于 E 级（-40℃）的冲击韧性要求，也适用于更高的 F 级（-60℃）的冲击韧性要求。因此，采用 TMCP 技术生产高强度、大厚度、低碳当量、适用于大线能量焊接的新一代造船用钢板，是今后的重要发展方向。国外专家说，造船用中厚钢板的发展史，就是 TMCP 技术的引入和发展的历史，它把钢的化学成分、轧制技术和水冷技术有机地结合起来，能根据需要供应各种品种，扩大高强度钢的应用，降低造船成本，最终提高了造船的竞争力。采用新技术生产的造船钢板，在今后的造船工业中将起更大的作用。

3.3　桥梁用低合金钢

它是用于建造大型铁路桥梁和公路桥梁的低合金钢。

3.3.1　性能特点

为提高桥梁的承载能力并减轻自重，桥梁用钢首先要求较高的强度。目前我国桥梁钢的屈服强度范围为 245 ~

440 MPa，但国外桥梁用钢的强度较高，例如美国 ASTM A709 中的 100W 钢的屈服强度已达到 700 MPa，日本的神户大桥等跨海大桥，大量使用了抗拉强度为 785 MPa 的 Wel-Ten80 钢，日本近几年建造的跨海大桥已使用了 980 MPa 级的高强度钢。桥梁用钢不但要求高强度，而且各不同强度级别的钢需形成一个完整系列；桥梁用钢应具有良好的焊接性。由于桥梁结构已由铆接逐渐演变成焊接，因此要求桥梁用钢不断降低碳含量，改善钢的焊接性，特别是桥梁施工时，部分结构的焊接必须在露天环境下进行，因此也要求钢材具有低的焊接碳当量（C_{eq}）和低的焊接裂纹敏感系数（P_{cm}），尽量满足焊接不预热要求，桥梁钢还应具有良好的韧性，特别是在寒冷地区服役的桥梁，还要求钢材具有优良的低温韧性，保证服役时的工作温度高于钢材的零塑性转变温度，以防止桥梁结构的脆性破坏。为使桥梁钢获得良好的韧性，除成分设计外，在炼钢时应尽量降低钢中的硫、磷等杂质元素和氮、氢、氧等有害气体含量，以获得良好的冶金质量，保证桥梁钢的良好韧性；桥梁始终在露天大气环境下服役，要求桥梁钢具有良好的耐大气腐蚀性能，特别是在接近海洋的大气环境下，则对钢的耐候性要求更高。要求耐大气腐蚀的桥梁钢，通常在钢中添加适量的磷、铜、铬等耐腐蚀的合金元素，以提高钢的耐候性，例如美国的 C_{or}-Ten 钢，中国的 09CuPTiRE 等，耐候钢的耐大气腐蚀寿命可提高 5～8 倍，减少维修，延长桥梁的使用寿命；公路和铁路桥梁在服役时，经常承受交变载荷的作用，因此要求桥梁钢应具有较高的抗低周疲劳特性。为提高桥梁钢的疲劳性能，在钢的冶炼时应尽量减少钢中存在的有害夹杂物，减少疲劳裂纹萌生的裂纹源，改善钢的抵抗裂纹产生的启裂能力。另一方面就要通过钢的控制轧制和控制冷却工艺，配合钢的微合金化技术，有效细化钢的晶粒，获得细晶粒组织，以提高钢的裂纹止裂能力。在任何一个大型焊接钢结构中，都可能会存在一些裂纹源，因此要求钢材具有较好的止裂性能是非常重要的。桥梁钢还应具有较好的抗应变时效性能，即具有较低的应变时效敏感系数。

3.3.2 桥梁钢的合金化

钢中加入的合金元素主要用来改变钢的基体特性，钢中加入的微合金化元素主要用来改变钢的显微组织结构。桥梁用钢基本上是以 C-Mn 钢为基，再根据合金设计需要添加一种或一种以上的微合金化元素。在耐大气腐蚀用桥梁钢中，再添加少量的铜、磷、铬等元素。我国桥梁用低合金钢中添加的微合金化元素主要有钒、钛和铌，从时间上看，早期开发的桥梁钢主要采用钒和钛，例如 15MnVNq 钢，近年来随着冶金工艺技术的进步，钢的洁净度大大提高，控轧控冷等现代生产手段逐渐推广，桥梁用钢主要采用铌进行微合金化，例如 14MnNbq 钢等。微合金化元素钛、铌、钒都是较强的碳氮化物形成元素，由强到弱的次序为：Ti→Nb→V，它们在钢中的作用也不同。

钛是一种很强的碳氮化物形成元素，TiN 的形成温度很高，在钢水凝固过程中就能形成，除 TiN 外还能形成 TiO_2，钢中的氮和氧含量越低，则形成的 TiN 和 TiO_2 的颗粒尺寸就越小，这些细小的颗粒均匀分布在钢中，其主要作用是：1）阻止再加热时奥氏体晶粒的长大；2）在焊接过程中阻止热影响区晶粒粗化，提高热影响区的冲击韧性；3）添加足够量的钛时，在钢中能生成钛的碳硫化物，改变钢中硫化物的形态，减小钢的各向异性。在我国的桥梁钢中钛的添加量 w(Ti) 通常为 0.02%～0.04%。

铌也是一种强碳氮化物形成元素，加入钢中的铌能形成微细的 Nb（N，C）颗粒，其主要作用是：1）阻止再加热时奥氏体的长大，铌阻止奥氏体晶粒长大的作用次于钛；2）显著提高钢的再结晶温度，为使钢能在较高和较宽的温度区间内进行未再结晶控制轧制和为应变诱导析出创造有利条件，在铌、钒、钛 3 种微合金化元素中，以铌的作用最大；3）产生析出强化，特别是在低碳钢中，铌产生的析出强化增量高于钛和钒；4）细化晶粒，特别是在控轧控冷的条件下，铌细化晶粒的效果最显著。在桥梁钢中，铌的添加量（质量分数）为 0.015%～0.05%。

钒也是一种较强的碳氮化物形成元素，加入钢中的钒能形成 V（N，C），与铌和钛相比，钒在奥氏体中的溶解度最高，在较低的温度（900～1 100℃）下，钒几乎全部固溶在奥氏体中，通过普通的正火、回火处理，钒又较容易从钢中析出，其主要作用是：①在再结晶区较低的温度（例如 900℃）下进行再结晶控轧时，V（N，C）粒子能在原始奥氏体晶界上析出，延缓再结晶奥氏体晶粒的长大，阻止晶界铁素体的生成，细化 γ→α 相变前的原始组织；②在铁素体转变曲线鼻子温度（650～700℃）下，V（N，C）粒子能在铁素体晶粒内大量析出，以这些微细 V（N，C）为核心生成晶内铁素体，进一步细化钢的晶粒；③产生显著的析出强化效应。特别是在钢中添加适量的氮，使钢中 V/N 比接近或达到理想化学配比（3.6）时，析出强化效果更大。在实际生产中使钢增氮时，以采用 V-N 复合添加剂 Nitrovan12、16 为最佳，可按设计要求稳定可控制地增氮，每增加 0.01% V（质量分数）可使钢中稳定增氮 10×10^{-6}（质量分数），在析出强化效果相同的情况下，可节约钒 20%～40%，经济效益显著。15MnVNq 桥梁钢就是 V-N 复合强化的典型代表。

3.3.3 展望

随着现代钢结构桥梁向大跨度全焊和全焊的高参数方向发展，对桥梁用钢的强度、韧性、钢板厚度和焊接性都提出了更高的要求。从强度上看，国内只有 390 MPa 的 14MnNbq 钢规格比较配套，能供应 6～60 mm 的桥梁钢板，其他强度级别的桥梁钢板，较厚规格只能降低屈服强度；从韧性上看，为提高桥梁的安全可靠性，对钢的冲击韧性要求越来越高，实际供货钢板的冲击吸收功要求均高于 100 J，不采用现代先进的制钢工艺是无法达到高韧性要求的；特别应当指出，现代的铁路桥梁建造和公路桥建造还需要部分大厚度规格（100 mm）的钢板，国内目前生产尚有困难，特别是采用连铸法生产时，必须注意提高连铸坯的质量，减小中心偏析，提高厚钢板心部的性能。国外在生产厚钢板时，普遍采用控轧控冷 TMCP 技术，有效降低了厚钢板的焊接碳当量，改善了厚钢板的焊接性，基本达到了钢板厚度增加碳当量不增加，焊接性不恶化，同样适用于大的线能量焊接，提高焊接效率，降低建造成本，这是冶金技术先进国家普遍采用的先进技术。因此，采用先进的 TMCP 技术生产高强度、高韧性、大厚度和适于大线能量焊接的良好焊接性的桥梁用钢板将是今后桥梁钢的研制和发展方向。

3.4 海上采油平台用钢

钢板的厚度方向在高拉伸载荷作用下，在平行于钢板轧制表面的平面上不易产生剥离性裂纹的低合金钢板叫抗层状撕裂钢，又称 Z 向钢，这类钢能保证钢板厚度方向的力学性能，所以统称为保证厚度方向性能的低合金钢。尽管焊接不是产生层状撕裂的必要条件，但是，石油钻井装置钢管的圆柱接口和插入式接口的节点处，在焊接时板厚方向承受很大的拘束拉应力，在厚度方向塑性较差的母材中就容易产生层状撕裂。与其他裂纹相比，这种裂纹的特点是很难修补，一旦产生这种裂纹，就必须更换构件或报废，因此这种严重裂纹问题，已引起世界范围内的高度重视。

3.4.1 影响因素

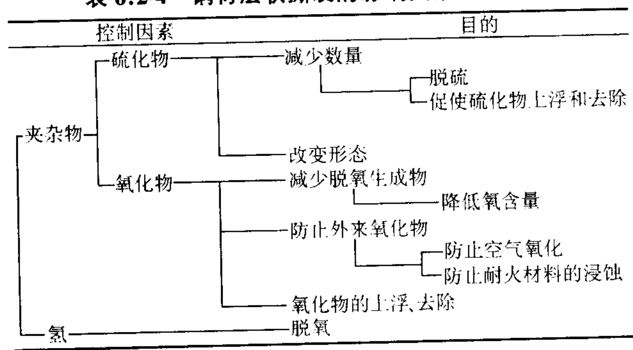
层状撕裂是一种受多种冶金因素和机械因素制约造成的

焊接钢结构破坏的复杂现象。除设计和焊接施工影响因素外，从冶金方面看，钢板出现层状撕裂的主要原因是：钢中的硫化锰非金属夹杂、硅酸盐和氧化铝系氧化物夹杂，氢氧等气体夹杂和铸造缺陷等。其中伸长的 MnS 非金属夹杂物是造成厚度方向塑性性能差的主要原因。当钢中的硫含量较高时，钢中易形成枝晶网状的硫化物，由于这种硫化物的热塑性很好，在轧钢时很易形成密集成群的伸长的夹杂物，在平行轧制钢板表面的平面上形成伸长的大片硫化锰夹杂，切断了板厚方向基体的连续性。当钢板厚度方向承受一定的拉应力时，通过夹杂物-基体界面的剥离或夹杂物自身破裂而形成微孔或微裂纹，继续受拉应力时，在同一平面上相邻微孔或微裂纹相连接而形成裂纹，最后通过垂直剪切使相邻平面上的裂纹连接成阶梯状裂纹，造成焊接结构破坏。硅酸盐系夹杂在室温下不变形，但是在高温下也能像 MnS 那样因轧制而延展伸长，降低钢板厚度方向的塑性，形成层状撕裂。在钢锭底部的氧化铝系夹杂也能明显降低钢板厚度方向的塑性，易于产生层状撕裂。当钢中的氢含量较高时，它易于在铸造的疏松缺陷处聚集，特别是特厚钢板和合金元素含量较多时，钢板在制造过程中脱氢处理不充分，往往会产生钢材内在的微小氢致裂纹，所以氢和铸造疏松缺陷也像夹杂物一样会使钢的层状撕裂敏感性提高。

3.4.2 对策

为提高钢材的抗层状撕裂特性，通常采用的对策主要有：降低钢中的硫含量，减小钢中的 MnS 等非金属夹杂物，当硫含量（质量分数）低于 0.010% 时，钢中的 MnS 夹杂显著减小，钢板厚度方向的塑性（ψ_Z）大幅度提高；采用钙或稀土进行处理，使钢中易伸长的 MnS 非金属夹杂物球化，改变夹杂物的熔点，变成在高温下轧制时不易变形的复合夹杂物，可进一步提高钢的抗层状撕裂性能；炼钢时采用真空处理方法，可大幅度降低钢中的氢氧含量和非金属夹杂物含量，通过钢坯缓冷和特厚钢板的轧后缓冷也可进一步降低钢中的氢含量，提高钢的抗层状撕裂性能；减少铸造缺陷或在开坯时采用强压下，在轧制时加大每个道次的压下量，使铸造中产生的疏松等缺陷焊合，也可进一步改善钢的抗层状撕裂性能。上述影响钢材层状撕裂的诸因素和应采取的措施可归纳在表 6.2-4 中。

表 6.2-4 钢材层状撕裂的影响因素及其对策



3.4.3 检测方法

检测钢材抗层状撕裂特性的重要方法是，沿钢板厚度方向制取拉伸试样，测定板厚方向的断面收缩率 ψ_z 值，这是评价钢板层状撕裂敏感性的好方法，根据 ψ_z 值的大小判断钢材抗层状撕裂的能力。根据中国船舶检验局海上移动式钻井船入级与建造规范规定，按钢中硫含量和钢板厚度方向断面收缩率 ψ_z 值之间的对应关系，抗层状撕裂钢通常分为 3 个级别，见表 6.2-5。实际应用中，应根据焊接钢结构的结构类型、设计要求和使用条件，选择适当级别的抗层状撕裂钢。

表 6.2-5 抗层状撕裂钢的分级

等级	硫含量/%	板厚方向（Z 向）断面收缩率/%	
		应试试样平均值	单个样值
Z15	≤0.010	≥15	≥10
Z25	≤0.007	≥25	≥15
Z35	≤0.005	≥35	≥25

抗层状撕裂钢主要应用在钢板厚度方向承受拉应力的焊接结构，例如海上采油平台导管架结点、水轮机蜗壳座环、起重机械底座以及焊接结构和水电站压力钢管岔管的弧门衬板管。

3.5 油气管线用低合金钢

它是输送石油和天然气管线用低合金钢的总称。

3.5.1 分类

管线钢的组织结构决定其使用性能和安全可靠性，按组织形态分类，管线钢可分为：铁素体-珠光体钢、少珠光体钢、针状铁素体钢、超低碳贝氏体钢和低碳索氏体钢。

（1）铁素体-珠光体钢

它是组织为铁素体（ferrite）-珠光体（pearlite）的管线用钢，简称 F-P 钢。该钢的基本成分是 C-Mn 系，20 世纪 60 年代以前使用的管线钢基本都是 F-P 钢，例如 X52 及强度低于 X52 的管线钢都属于铁素钢-珠光体钢。该类钢的碳含量（质量分数）波动在 0.10% ~ 0.25%，锰含量（质量分数）在 1.30% ~ 1.70% 范围内。通常采用热轧和正火处理，以获得良好的综合性能。当要求较高的强度时，通常采用的方法是把碳含量控制在上限，或在添加适量锰的基础上采用适当的铌和钒进行微合金化，获得满足要求的综合性能。根据以前做过的大量研究工作，铁素体-珠光体钢的性能可由下式进行估算：

$$\sigma_s = 15.4[3.4 + 2.1\mathrm{Mn} + 5.4\mathrm{Si} + 23N_f + 1.13d^{-1/2}]$$

$$\sigma_b = 15.4[19.1 + 1.8\mathrm{Mn} + 5.4\mathrm{Si} + 0.25P + 0.5d^{-1/2}]$$

$$FATT = -19 + 44\mathrm{Si} + 700\sqrt{N_f} + 2.2P - 11.5d^{-1/2}$$

式中，σ_s 为铁素体-珠光体的屈服强度，MPa；σ_b 为铁素体-珠光体的抗拉强度，MPa；d 为等轴状铁素体晶粒尺寸，mm；N_f 为自由氮的含量；P 为组织中珠光体的体积分数；其他字母表示钢中相应元素的质量百分数。

（2）少珠光体钢

从以上公式可以看出，铁素体-珠光体钢中的珠光体是影响钢强度的主要因素之一，珠光体含量每增加 10%，将使韧脆性转变温度升高 22℃。要增加珠光体含量，必须提高钢中的碳含量，这将损害钢的焊接性。因此，不能依靠增加珠光体含量的方法来提高钢的强度，只能在不损害韧性和焊接性的前提下，通过微合金化和晶粒细化来提高钢的强度和综合性能，在这种背景下就出现了少珠光体钢。其典型的成分系有 Mn-Nb、Mn-V、Mn-Nb-V 等。少珠光体钢的代表钢号有 X56、X60 和 X65，钢的碳含量均小于 0.1%，微合金化元素铌、钒、钛质量分数的总和低于 0.1%。在实际生产中，采用控轧工艺生产这类少珠光体钢，其晶粒尺寸可细化到 4 ~ 5 μm，具有较好的强韧性配合。此外，少珠光体钢在控轧过程中还将产生铌、钒第二相的沉淀强化，在铁素体基体上析出弥散的碳氮化物质点，可使这类钢的强度增量达到 100 MPa以上。在析出强化中，屈服强度每提高 15 MPa，韧脆性转变温度将升高 4℃；在位错强化中，屈服强度每提高 15 MPa，韧脆性转变温度将升高 6℃，由此可见，析出强化和位错强化导致钢的韧脆性转变温度的升高远低于固溶强化，因此，近年来少珠光体钢的微合金化特别受到人们的重



视，其强韧性水平也获得迅速提高，已实际生产出具有较高韧性的 X70 级少珠光体钢。

（3）针状铁素体和超低碳贝氏体钢

针状铁素体（Acicular Ferrite、简写为 AF）钢实际上也应属于超低碳贝氏体钢。当钢中的碳含量（质量分数）低于 0.06%时，贝氏体的形成温度低于 450℃，形成的贝氏体呈板条状，在其长大过程中碳化物呈细片状析出，这种低碳或超低碳的贝氏体组织常被称为“针状铁素体”。严格地说，针状铁素体钢主要指碳含量小于 0.06%的高强度管线钢，超低碳贝氏体钢主要指碳含量小于 0.03%的管线钢，前者的典型成分为 C-Mn-Mo-Nb，后者的典型成分为 C-Mn-Mo-Nb-B-Ti。针状铁素体组织是由高位错密度的贝氏体型铁素体板条和板条之间形成的马氏体和残余奥氏体小岛（简称 M-A 岛）组成，因此针状铁素体钢的主要强化机制是：极细的贝氏体型铁素体晶粒或板条、高的位错密度、细小弥散分布的碳氮化物、固溶在贝氏体型铁素体中的碳等间隙原子的强化和置换式固溶在铁素体中合金元素的固溶强化。通过合理的合金设计并采用先进的控制轧制和控制冷却技术，针状铁素体钢的屈服强度可达到 700～800 MPa，因此这类超低碳贝氏体钢被称为 21 世纪的控轧钢。由于针状铁素体（超低碳贝氏体）的组织比较复杂，定量描述其显微组织与力学性能之间的关系尚在逐步完善中，目前已获得的公式有：

$$\sigma_s = 88 + 27\mathrm{Mn} + 83\mathrm{Si} + 2\,900 N_f + 15.1 d_L^{-1/2} + \sigma_{ph} + \sigma_{dh}$$

$$\mathrm{FATT} = -19 + 44\mathrm{Si} + 700\sqrt{N_f} + 0.26(\sigma_{ph} + \sigma_{dh}) - 11.5 d^{-1/2}$$

式中，σ_s 为针状铁素体屈服强度，MPa；d_L 为贝氏体型铁素体板条尺寸，mm；σ_{ph} 为铁素体板条内碳氮化物的析出强化；σ_{dh} 为位错强化；d 为铁素体板条束尺寸，mm。

研究针状铁素体钢断裂方式的结果表明，针状铁素体钢的解理断裂单元（小平面）与铁素体板条束的大小相对应，所以贝氏体型铁素体的板条束是针状铁素体组织的“有效晶粒”。在控轧钢中铁素体板条束的大小，可以通过降低再加热温度、形变量和终轧温度来进行控制，也可以通过轧后的冷却速度来进行控制，因此可使针状铁素体的“有效晶粒”尺寸大大细化，达 1～3 μm，可获得针状铁素体钢的高强度和高韧性。

（4）低碳索氏体钢

它是通过淬火 + 回火热处理工艺，使钢获得低碳索氏体（low carbon sorbite）组织并具有更高强韧性的一类钢，它主要用在要求厚壁、高强度和足够韧性的管线中。采用淬火 + 回火的热处理方法，可进一步提高钢的强度，充分挖掘材料韧性的潜力，因此它是未来强韧性兼备的管线钢的发展方向之一。低碳索氏体钢的典型成分为 C-Mn-V-B，屈服强度可达 800 MPa，FATT 可达 -40～-60℃。采用低碳索氏体钢制造管线时主要有两种方法：制造管线前钢板先进行热处理和热轧板制造管线后再进行热处理。由于热轧板比淬火回火钢板制管成形更容易，而且可对高输入热焊接造成的焊接接头的脆化通过热处理来加以消除和改善，因此后一种方法更为优越。在制造过程中，常采用感应加热和喷水淬火，更适用于要求壁厚大和强韧性高的管线中。

3.5.2 特性

（1）高韧性

随着科学技术的进步，新发现的油气田多数都处在边远地区，气候条件相当恶劣，例如前苏联的西伯利亚、美国的普鲁德霍湾、欧洲的北海油田，我国的西部油田等。因此管线钢要求具有良好的冲击韧性，特别是处在寒冷地带的管线钢要求具有良好的低温韧性和低的韧脆性转变温度。20 世纪 60 年代管线钢的冲击吸收功要求为 34 J，韧脆性转变温度要求为 0℃，但到 80 年代管线钢的冲击吸收功要求提高到 120 J，韧脆性转变温度要求降低到 -45℃以下，为防止管道的脆性断裂，对管线钢韧性的要求越来越高。

（2）易焊接

管线钢应具有良好的焊接性。焊接性的优劣通常采用焊接碳当量 C_{eq} 和焊接裂纹敏感性指数 P_{cm} 来判断，根据国际焊接协会的确认，

$$C_{eq} = C + \frac{\mathrm{Mn}}{6} + \frac{\mathrm{Cr} + \mathrm{Mo} + \mathrm{V}}{5} + \frac{\mathrm{Ni} + \mathrm{Cu}}{15}$$

$$P_{cm} = C + \frac{\mathrm{Mn} + \mathrm{Cu} + \mathrm{Cr}}{20} + \frac{\mathrm{Si}}{30} + \frac{\mathrm{V}}{10} + \frac{\mathrm{Mo}}{15} + \frac{\mathrm{Ni}}{60} + 5\mathrm{B}$$

管线钢的焊接性一般要求是 $C_{eq} = 0.35\% \sim 0.40\%$，特殊要求是 $C_{eq} \leqslant 0.35\%$。由于油气输送管线焊接条件苛刻，所以对管线钢的焊接性要求特别高。管线用钢板除了必须具有良好的抗裂纹的启裂能力和裂纹的止裂能力外，还要求在现场焊接时，焊接接头具有良好的综合性能。为适应管线钢焊接性的苛刻要求，改善焊接性，管线钢正向低碳和超低碳方向发展，20 世纪 60 年代油气输送管线用钢的碳含量水平为 0.10%～0.14%，到 80 年代就降低到 0.01%～0.04%，超低碳贝氏体钢的碳含量已降至 0.01%以下。

（3）抗腐蚀

根据管线钢大量破坏事故的调查，其中腐蚀事故占 52%，在输送含 H_2S 的天然气的情况下，由腐蚀引起的破坏事故则上升到 74%。研究结果表明，在临氢环境下管线钢产生的腐蚀开裂是氢致裂纹（HIC）和硫化物应力腐蚀开裂（SSC），在非金属夹杂物和钢基体的界面上，析出的分子状态的氢所产生的压力，就是产生氢致开裂的驱动力。图 6.2-14 给出了产生氢致开裂机制的示意图，当 $C_0 > C_{th}$ 时产生氢致开裂；当 $C_0 < C_{th}$ 时不产生氢致开裂。显然，为防止氢致开裂的产生，一要降低钢材的吸氢量 C_0，二要提高产生氢致开裂 HIC 的临界含氢量。在制造抗 HIC 钢的时候，要采用洁净钢冶炼和钙处理技术，尽量降低钢中的磷和锰；钢坯要采用高温加热，强化高温扩散过程，减小中心偏析；轧后要进行回火处理消除低温相变产物，使钢的组织由马氏体-贝氏体变成铁素体-珠光体，换句话说，使钢的硬度降低，就可大大降低钢的 HIC 的敏感性。具有优良焊接性、韧性和抗 HIC 的管线钢的典型成分（质量分数）是 0.05%C-1.3%Mn-0.01%P-0.001%S-Nb-V-Ti-（Cu-Ni）-Ca，同时采用控轧控冷技术配合，就可以制造出热轧的抗 HIC 钢。

3.5.3 生产工艺特点

高寒地区和酸性油气田要求使用高纯度的“洁净钢”，杂质含量（质量分数）：$S \leqslant 5 \times 10^{-6}$，$P \leqslant 50 \times 10^{-6}$，$N \leqslant 20 \times 10^{-6}$，$O \leqslant 10 \times 10^{-6}$，$H \leqslant 1.0 \times 10^{-6}$，为此都广泛采用铁水预处理、转炉冶炼、钢包精炼、连铸、控制轧制和控制冷却等先进生产工艺。在铁水预处理阶段，可把硫脱至 0.02%以下，二次脱硫可脱至 0.003%以下；脱磷可脱至 0.01%以下；在转炉冶炼阶段，通过顶底复合吹炼，可使钢中的碳含量降至 0.02%～0.03%，磷含量降至 0.005%以下；在钢包精炼阶段，通过以氩气为载体的喷钙处理，可进行二次脱硫，使钢中硫含量降低至 10×10^{-6} 以下，并可改变硫化物的形态，由长条状变成球状，减小钢的各向异性。通过真空脱气处理，进一步降低钢中的氢、氧、氮含量（质量分数），氢可降低至 1.0×10^{-6} 以下，氮可降低至 20×10^{-6} 以下。通过钢包喷吹石灰-氧化铁可脱磷至 50×10^{-6} 以下；在连铸阶段，通过氩气保护浇注防止钢水二次氧化，通过电磁搅拌和严格控制浇注温度防止中心偏析，通过严格控制二次冷却速度和板坯拉速防止鼓肚；在控轧控冷阶段，通过再结晶控制轧制细化原始组织——奥氏体的晶粒，通过奥氏体未再结晶区控轧细化相变后的铁素体晶粒，通过两相区控轧使钢中形成更微细的亚结构，显著提高钢的强度；通过控制终轧温度

进一步细化钢的晶粒，提高钢的强度，降低钢的韧脆性转变温度，显著提高钢的低温韧性；通过轧后控制冷却使钢中析出的碳氮化物更弥散细小，提高钢的强度和韧性，通过轧后直接淬火加回火改善钢的综合性能，通过控制热轧管线钢的卷取温度，细化铁素体晶粒，提高钢的强度，改善韧性，降低韧脆性转变温度。

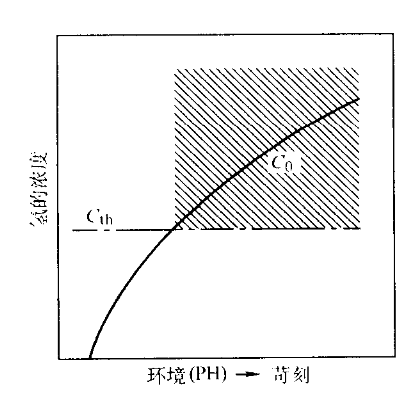


图 6.2-14　氢致开裂产生机制示意图

C_0吸氢量；C_{th}产生氢致开裂的临界氢含量

$C_0 \geqslant C_{th}$产生氢致开裂；$C_0 < C_{th}$不产生氢致开裂

3.5.4　海底管线

由于墨西哥湾、阿拉伯海湾和北海的海底油气田的相继开发，世界海底管线获得了迅速的发展。海底管线与陆地管线的服役条件明显不同。在海底运行的管线要承受自重、管内介质、内压和外压等工作载荷作用，还要承受风、浪、水流、冰和地震等环境载荷的作用，要求钢管具有足够的 t/D 值（t 为管壁厚度，D 为管径），因此小直径、管壁厚度增大、承受较高的压力等就是海底管线的一大特点，如图 6.2-15 所示，海底管线正向壁厚化方向发展。北海的海底管线是世界上第一条高压近海管线，其压力为 12 ~ 15 MPa，管径为 914 mm，全长 1 500 km，水深 160 m。目前世界上最大的深水管线是从阿尔及利亚到意大利的横穿地中海的海底管线，水深 608 m，管径 508 mm，压力 16 ~ 20 MPa，全长 160 km。世界上海底管线已超过两万公里。海底油田的产量已占总产油量的 20%，海底气田的天然气产量已占总产气量的 5%。世界海洋大陆架沉积盆地中，石油储量预计可达 2 500 亿吨。

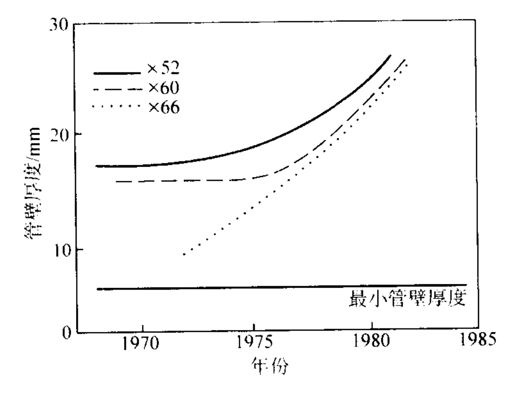


图 6.2-15

3.6　建筑用低合金钢

它是广泛用于工业和民用建筑结构的低合金钢的总称。建筑用钢种类繁多，包括建筑用非合金钢和建筑用低合金钢。在建筑用低合金钢中，主要的品种有高强度钢筋钢、高强度钢板、低屈强比钢、超低屈强比钢、耐火钢和 H 型钢等。

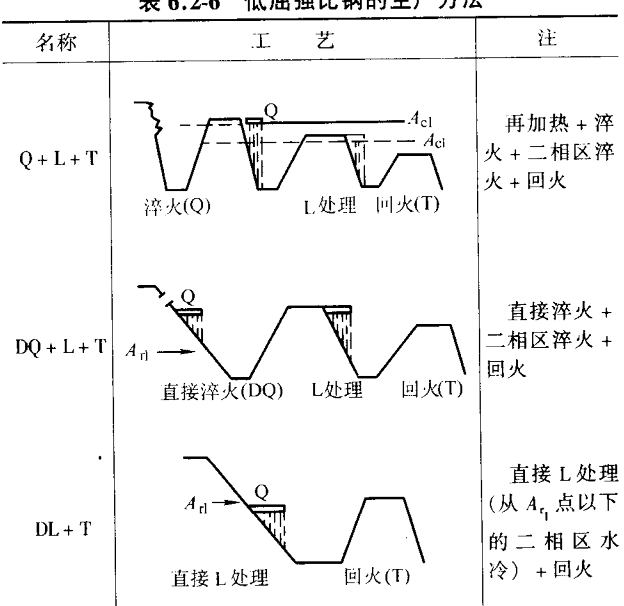
3.6.1　高强度钢板

随着建筑结构的高层化和大跨距的发展，钢结构建筑物的支柱和框架都需要使用高强度中厚钢板，若钢的强度越高，则使用的钢板的厚度就可减薄，便于施工和焊接，同时可减轻结构重量，降低建造成本，提高结构的可靠性。目前建筑用高强度钢板已形成 490 MPa、590 MPa 和 780 MPa 级的系列，最大厚度已达 100 mm。我国的建筑用高强度中厚钢板尚有一定差距，品种规格尚不配套。这种建筑用的高强度钢板主要是以 C-Mn 为基，再根据需要适当添加少量的铬、钼、镍及微合金化元素，并采用先进的 TMCP 工艺生产，以获得良好的综合性能，屈强比 ≤ 0.85，碳当量 $C_{eq} \leqslant 0.47$（590 MPa 级），$C_{eq} \leqslant 0.60$（780 MPa 级）。采用高强度钢取代低强度钢可节约钢 10% ~ 20%，由于梁断面高度的减少，可降低建筑物的高度 3%，还可节约内外的装饰材料，特别是增大空间的利用率，因此，通过建筑用钢材强度的提高，可创造出最佳的建筑结构和最大的利用空间。

3.6.2　低屈强比钢

为提高钢材的塑性变形能力，最重要的就是控制钢的屈强比。钢材的屈强比越低，在发生地震时钢结构建筑所产生的应力集中和应力梯度可以使构件在很宽的范围内产生塑性变形，能吸收更多的地震能。若钢的屈强比较高，会产生局部的应力集中和局部的大变形，造成结构吸收的能量减少。因此，低屈强比在提高建筑结构的抗震性能上是一个必要条件。通常，随钢的抗拉强度的提高，钢的屈服强度亦将提高。这是由于较低强度的钢，其显微组织中含有较多的铁素体，因而屈服强度也低，但是当钢的强度提高到 590 MPa 和 780 MPa 时，其显微组织主要为贝氏体和马氏体，所以屈强比显著提高。根据钢的显微组织，可以表示出钢的强度 $TS = V_{软}\sigma_{软} + V_{硬}\sigma_{硬}$，式中 TS 为抗拉强度；$V_{软}$ 为钢中软组织（如铁素体）的体积百分数；$\sigma_{软}$ 为铁素体等软组织的强度，$V_{硬}$ 为钢中硬组织（如马氏体）的体积百分数；$\sigma_{硬}$ 为马氏体等硬组织的强度。由上式可见，增大铁素体的体积百分数 $V_{软}$ 和硬相的强度 $\sigma_{硬}$，就能在不降低抗拉强度 TS 的前提下获得较低的屈强比。在实际生产中，为使钢获得低屈强比，通常采用的方法有 4 种，见表 6.2-6，究竟应采取哪种方法应根据生产的实际条件确定。

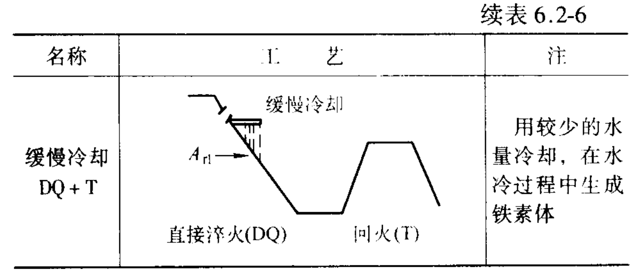
表 6.2-6　低屈强比钢的生产方法



名称	工　艺	注
Q + L + T	Q　A_{c1}　A_{c3}　淬火(Q)　L处理　回火(T)	再加热 + 淬火 + 二相区淬火 + 回火
DQ + L + T	Q　A_{r1}　直接淬火(DQ)　L处理　回火(T)	直接淬火 + 二相区淬火 + 回火
DL + T	A_{r1}　Q　直接 L 处理　回火(T)	直接 L 处理（从 A_{r_1} 点以下的二相区水冷）+ 回火



续表 6.2-6

名称	工　艺	注
缓慢冷却 DQ+T		用较少的水量冷却，在水冷过程中生成铁素体

注：Q—淬火；L—二相区淬火；T—回火。

3.6.3　耐火钢

在建筑结构，特别是高层和超高层钢结构建筑中，一旦发生火灾将造成灾难性后果，使人员和财产遭受巨大伤害和损失，因此对高层建筑的耐火设计要求越来越高。在发生火灾时，由于高温的影响钢材的强度将迅速降低，结构将迅速倒塌，人员无法逃离，为此在许多建筑物的耐火设计中，通常采用防火涂层来保护钢结构。另一种防火设计方法，就是采用耐火钢建造钢结构的方法。采用防火涂层方法，需在钢材表面上涂约 50 mm 厚的防火涂料，这不仅增加建造成本，而且由于涂料有毒，会污染环境，损害施工人员的健康。采用耐火钢可以克服上述缺点，并有利于降低成本，扩大建筑物的有效利用空间。对耐火钢的耐火温度要求为 600℃，在 600℃的高温下钢的屈服强度不低于室温标准强度的 2/3，如图 6.2-16 所示，在常温下耐火钢的各种性能，例如焊接性、冷热加工工艺性等与普通钢相同。耐火钢的合金设计，基本上是在 C-Mn 钢的基础上，添加适量的钼和铌，利用钼和铌的复合强化作用提高钢的高温强度，已形成屈服强度为 345～490 MPa级的耐火系列钢。在耐火要求的基础上，还要求耐大气腐蚀性能时，往往在钢中还要添加少量的铬、铜等耐腐蚀元素，这就是耐火耐候钢。

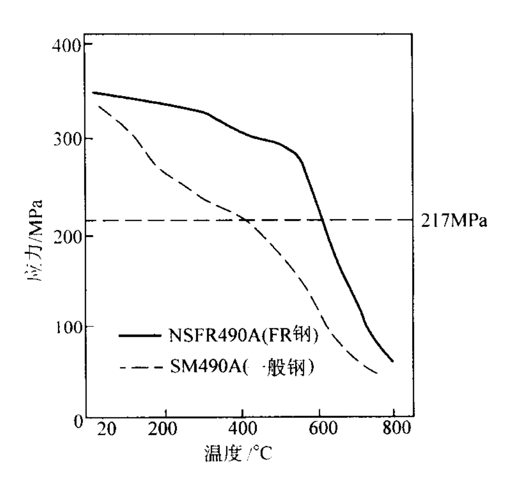


图 6.2-16　耐火钢与普通钢高温强度的比例

3.6.4　H 型钢

H 型钢亦称"平行宽翼缘工字钢"。根据使用要求和断面特性，通常把 H 型钢分为两类：梁型建筑构件用 H 型钢和柱型（或桩型）建筑构件用 H 型钢。与工字钢相比，H 型钢有许多优点：在单重相同时，H 型钢比普通工字钢的截面模数大，抗弯能力强；H 型钢的截面设计比工字钢合理，在承受载荷相同的条件下，H 型钢比工字钢节约金属 10%～15%，H 型钢用在建筑上可减轻结构重量 30%～40%，用在桥梁上可减轻结构重量 15%～20%，是一种经济断面钢材；H 型钢造型美观，加工方便，施工快节约工时，缩短建设周期，可全天候施工等。因此，H 型钢在工业厂房、桥梁建设、煤矿建设、民用建筑，特别是高层建筑中获得了广泛的应用。普通的 H 型钢均为非合金钢，当对 H 型钢的性能有特殊要求或 H 型钢的翼缘和腹板较厚时，通常都采用 V-N 微合金化技术或铌微合金化技术生产有特殊要求的 H 型钢。表 6.2-7 和表 6.2-8 是采用 V-N 微合金化的特厚 H 型钢的化学成分和力学性能的一例。

表 6.2-7　特厚 H 型钢的化学成分（质量分数）　%

厚度/mm	C	Si	Mn	P	S	C	PCM
>50	≤0.20	≤0.55	≤1.60	0.020	0.008	≤0.40	0.20

表 6.2-8　特厚 H 型钢的力学性能

取样部位	板厚/mm	取样方向	σ_s/MPa	σ_b/MPa	屈强比	δ/%	ψ/%	E（0℃）/J
Y4F	≥50	纵向	325/445	490/610	≤0.80	≥23	≥25	≥27

在生产这种特厚 H 型钢时，为保证特厚 H 型钢的综合力学性能，降低碳当量，改善焊接性，必须采用先进的 TMCP 技术，其工艺和组织控制方法示于图 6.2-17，这种 H 型钢不但具有低的碳当量（C_{eq}）、低的裂纹敏感性指数（P_{cm}），而且还具有低屈强比（≤0.80）和较高的冲击吸收功（0℃，≥27 J）。

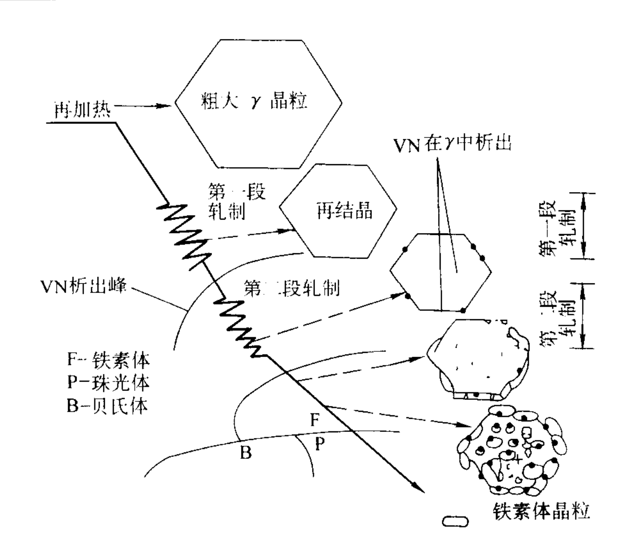


图 6.2-17　特厚 H 型钢新一代 TMCP 组织控制方法

3.6.5　超低屈强比钢

在钢结构的建筑物中，通常都安装抗震装置，以提高建筑物的抗震性能，吸收地震载荷。这项技术发展很快，在最近的钢结构建筑中，采用超低屈服强度钢，在服役过程中吸收较多的能量，防止建筑物倒塌。该项技术的核心是把超低屈服强度的钢，作为一种防震的减震器（damper）安装在建筑物中。在地震时减震器先屈服，建筑物的主要构件，（例如梁和柱）后屈服，这样就可以吸收大量的地震能，充分发挥减震器的减震效果。这种超低屈服强度钢（减震器用钢），实际上就是一种碳含量≤0.03%的超低碳钢，屈服强度只有 90～130 MPa。在地震时，这种超低屈服强度钢要承受反复的塑性变形，所以这种钢必须具有优异的延伸特性，伸长率约为 50%，还必须具有良好的抗低周疲劳特性。采用现代的冶金技术，可较容易地生产出这种超低碳钢。



3.6.6 窄屈服点钢

在钢结构抗震设计时，若建筑用钢的屈服强度波动范围较大时，往往会完全违背设计者的设计意图，得到意想不到的结果。当建筑用钢材的屈服强度波动范围较大时，建筑框架材料之间的屈服强度匹配就与设计要求不同，就会产生局部变形和局部脆性破坏；当建筑用钢材的屈服强度波动范围很窄时，结构整体将产生均匀变形，能吸收更多的地震能量，整体结构将成为抗震性能优良的结构，因此对抗震设计来说，要求采用屈服强度波动范围很窄的钢是非常必要的。若减少建筑用钢材的屈服强度波动范围，就可大大降低建筑物的不合格率。所要求的柱/梁的屈服比也可进一步降低，建筑物中柱的断面将减小，设计变得更经济。与屈服强度波动范围相比，地震时地震特性的波动和建筑物重量分布的波动的影响是比较小的，因此减少建筑钢材屈服强度的波动范围，是提高建筑钢结构抗震性能的第一重要因素。在实际生产中，严格控制建筑用钢的屈服强度波动范围，生产出窄屈服点钢，必须严格控轧钢的化学成分和生产工艺。从炼钢开始，首先必须严格控制钢的化学成分波动范围，使钢的化学成分均处在一个很窄的波动带内，为最后的窄屈服强度钢的生产创造条件；在热加工和随后的冷却过程也必须严格控制钢的加热温度、开轧温度、轧制工艺、终轧温度和轧后冷却速度等，最终的性能波动将减小，因此窄屈服强度钢的制造是与现代化先进的冶金工艺相联系在一起的，对冶金装备和控制水平的要求是很严格的。

4 焊接高强度钢

焊接高强度钢包括一般结构用钢、桥梁用钢、压力容器用钢、锅炉用钢、造船和海上采油平台用钢、工程机械用钢、建筑用钢、油气输送管线用钢、车辆用钢。除上面所述的 9 个应用领域外，高强度焊接结构钢还广泛应用于国民经济和国防建设其他领域，如电力、石油化工、化肥、农业机械、纺织、矿山等民用部门和常规军械、航天航空、军船、军需等军用部门；其产品包括各种中厚板、特厚板、冷热轧薄板，各种型钢、异型钢、方圆钢、棒材、线材、无缝管、焊管等管材以及金属制品等 5 大产品系列。高强度焊接结构钢的出现和发展，对推动社会技术经济进步，起到了巨大作用。

4.1 一般结构用钢

这类钢广泛用于诸如厂房、建筑、输电线塔等一般用途的焊接金属结构，主要取代低碳结构钢使用，以节约金属和减轻设备自重。这类钢除生产板材外，还生产型、棒、线、管等各类钢材。我国 GB/T 1591 中各钢号均属此类钢，日本 JIS G3101 中 SS 490，SS 540 等钢号，德国 DIN 17100 中普通用途的 St 44，St 50，St 52，St 60 等钢号，美国 ASTM 中 A607，A242，A441，A572，A618 等钢号，前苏联 ГОСТ 19282 中的 09Г2，14Г2，16ГС，10Г2С，15ГФ，16Г2АФ，15Г2АФДПС 等钢种也均系此类钢。国外一般用途焊接高强度钢典型钢号举例见表 6.2-9。

这类钢多系低碳锰钢或硅锰钢，σ_s 在 390 MPa 以上者，往往加入少量的钒，钛，铌等进行微合金化，有的利用 V-N 进行合金化，w_N 一般低于 0.030%。为提高抗大气腐蚀性能，有的钢由原料自然带入，有的钢加质量分数≤0.50%的 Cu。这类钢组织多为铁素体-珠光体型，其屈服强度多在 275 ~ 450 MPa 之间，对冲击韧性要求不太高。

此类钢的生产工艺与低碳结构钢基本相似，转炉、电炉均可冶炼，对于优质级钢，应适当降低硫，磷含量。这类钢多系镇定钢，但也可生产半镇定甚至沸腾钢（例如 ASTM A607）。强度较低或厚度较薄的钢材一般热轧状态交货，也可采用控轧控冷工艺生产，强度较高或较厚的钢材一般需进行正火处理。

表 6.2-9　国外一般用途焊接高强度钢典型钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%								钢材厚度或直径 /mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	V	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 /℃	规定值≥		
JIS G3101	SS 55	≤0.30	—	≤1.60	0.040	0.040				≤16 >16 ~ 40	400 390	540 540					冷弯、伸长率	热轧
DIN 17100	St 46-3	≤0.22	≤0.55	≤1.50	0.050	0.050			N≤0.010	20 ~ 30	285	430 ~ 530	夏比 V 形	J	0	27	冷弯、伸长率	热轧
DIN 17100	St 52-3	≤0.22	≤0.55	≤1.50	0.050	0.050			N≤0.010	≤16 >16 ~ 30 >30 ~ 50	355 345 335	510 ~ 610	夏比 V 形	J	0	27	冷弯、伸长率	热轧、正火
ГОСТ 19282	09Г2	≤0.12	0.17 ~ 0.37	1.40 ~ 1.80	0.035	0.040				4 ~ 20 21 ~ 32	305 295	440 440	梅氏	J·cm⁻²	-40	29 39	冷弯、伸长率	热轧、正火
ГОСТ 19282	16ГС	0.12 ~ 0.18	0.40 ~ 0.70	0.90 ~ 1.20	0.035	0.040				4 ~ 9 10 ~ 20 21 ~ 32 33 ~ 60	325 315 295 285	490 480 470 460	梅氏	J·cm⁻²	-40	39 29 29 29	冷弯、伸长率	热轧、正火
ГОСТ 19282	15ГФ	0.12 ~ 0.18	0.17 ~ 0.37	0.90 ~ 1.20	0.035	0.040	0.05 ~ 0.12			4 ~ 9 10 ~ 20 21 ~ 32	370 355 355	510 510 470	梅氏	J·cm⁻²	-40	39 29 29	冷弯、伸长率	热轧、正火
ГОСТ 19282	16Г2АФ 16Г2АФД	0.14 ~ 0.20 0.14 ~ 0.20	0.30 ~ 0.60 0.30 ~ 0.60	1.30 ~ 1.70 1.30 ~ 1.70	0.035 0.035	0.040 0.040	0.04 ~ 0.08		N0.015 0.025 Cu0.015 0.35	4 ~ 9 10 ~ 32 33 ~ 50	440 440 410	590 590 570	梅氏	J·cm⁻²	-40	44 39 39	冷弯、伸长率	热轧、正火



续表 6.2-9

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%								钢材厚度或直径 /mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	V	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 /℃	规定值≥		
ASTM	A441	≤0.22	≤0.40	0.85~1.25	0.040	0.050		≥0.02	Cu≥0.20	<19 19~<38 38~<102 102~203	345 315 290 275	485 460 435 415	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率	热轧、正火
ASTM	A572 42级 50级 60级 65级 65级	 ≤0.21 ≤0.23 ≤0.26 ≤0.23 ≤0.26	 ≤0.40 ≤0.40 ≤0.40 ≤0.40 ≤0.40	 ≤1.35 ≤1.35 ≤1.35 ≤1.65 ≤1.35	 0.040 0.040 0.040 0.040 0.040	 0.050 0.050 0.050 0.050 0.050			可加：Nb0.005~0.05，V0.01~0.15，N≤0.015，（与V起）Nb+V0.02~0.05	>51~152 >31.8~51 >31.8 12.7~31.8 12.7	290 345 415 450 450	415 450 520 550 550	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率	热轧、正火
ASTM	A607 45级 50级 55级 60级 65级 70级	 ≤0.22 ≤0.23 ≤0.25 ≤0.26 ≤0.26 ≤0.26	无要求	 ≤1.35 ≤1.35 ≤1.35 ≤1.50 ≤1.50 ≤1.65	 0.040 0.040 0.040 0.040 0.040 0.040	 0.050 0.050 0.050 0.050 0.050 0.050			Nb≥0.005 V≥0.01 Si：无要求，生产沸腾钢或半镇静钢	冷热轧薄板	310 340 380 410 450 480	410 450 480 520 550 590					冷弯、伸长率	热轧或退火

4.2 桥梁用钢

跨度较大的公路及铁路桥梁多采用钢结构。桥梁承受较大的静动载荷，长期暴露在露天，有的位于多雨或寒冰地区，服役年限长，故对桥梁钢的性能要求较严。桥梁钢除要求较高强度、较好韧性和良好焊接性外，还要求良好的断口、时效冲击及较高疲劳性能；位于潮湿地区的桥梁，要考虑耐大气腐蚀性能；位于寒冷地区的桥梁，要求钢材的韧脆性转化温度低于其工作温度。

低合金钢自19世纪末在欧洲问世以来，首先使用在铆接桥梁上。最初是碳含量 w（C）为0.25%~0.35%的Si-Mn系钢，其 σ_b 达490 MPa级。其后，为防止因碳高而引起延性下降，用Si，Mn，Ni，Cr，Cu等置换部分钢中碳而研制出不同成分的 σ_b 为490 MPa级高强度钢，全部是用于铆接桥梁上。自1930年前后德国研制成功世界上第一个Si-Mn系 σ_b 为490 MPa级可焊接高强度钢St52以来，桥梁逐渐由铆接向栓焊结构过渡。目前，大型钢结构桥一般均采用栓焊桥。

世界上先进工业国家均制定了桥梁专用钢技术标准，钢号除低碳结构钢外，均包括一批焊接高强度钢号。我国YB（T）60中列入了屈服强度为345 MPa级的16Mnq，16MnCuq，390 MPa级的15MnVq，440 MPa级的15MnVNq 4个钢号；前苏联ГОСТ 6713中列入了屈服强度为345 MPa级的15ХСД和390 MPa级的10ХСНД两个钢号；美国ASTM A709中列入屈服强度为345 MPa（50，50 W）和700 MPa（厚度≤64 mm，对厚度60~102 mm的钢板 σ_s≥635 MPa）两个强度级别的焊接高强度钢，美国ASTM A441，A572，日本JIS G3106标准中的各个钢号均可用于桥梁，日本低合金焊接高强度钢按抗拉强度分为490 MPa级（SM490A，SM490B，SM490C，SM490YA，SM490YB），520 MPa级（例如SM520B，SM520C），570 MPa级（SM570）3个强度级别。另外，日本在20世纪60~70年代建设如神户大桥等跨海大桥过程中，大量使用了抗拉强度为590 MPa级（例如新日铁的WEL-TEN60）至785 MPa级（例如WEL-TEN80）的调质高强度钢。国外一些耐大气腐蚀用钢也往往用于桥梁，例如日本的SMA570、美国的COR-TEN钢等。国内外典型桥梁用钢见表6.2-10。

σ_s 为345 MPa级钢，多数为C-Mn钢；390 MPa级为C-

表 6.2-10 各国桥梁用典型高强度焊接结构钢钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%										钢材厚度或直径 /mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 /℃	规定值≥		
YB(T)10	16Mnq 16MnCuq	0.12~0.20 0.12~0.20	0.20~0.60 0.20~0.60	1.20~1.60 1.20~1.60	0.035 0.035	0.035 0.035					Cu0.2~0.4	≤25 26~36 38~50	345 325 315	510 490 470	梅氏	$J\cdot cm^{-2}$	-40	34	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火
YB(T)10	15MnVq	0.10~0.18	0.20~0.60	1.20~1.60	0.035	0.035				0.04~0.12		≤25 26~36 38~50	390 370 355	530 510 490	梅氏	$J\cdot cm^{-2}$	-40	34	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火



续表 6.2-10

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%										钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度/℃	规定值≥		
YB(T)10	15MnVNq	≤0.18	0.20~0.60	1.30~1.70	0.035	0.035					N0.010~0.020	≤25 26~60	420 410	570 550	梅氏	J·cm^{-2}	-40	39	冷弯、时效断口、伸长率	正火
ГОСТ6713	15ХСНД	0.12~0.18	0.40~0.70	0.40~0.70	0.035	0.035	0.60~0.90	0.30~0.60			Cu0.2~0.3	8~32 33~50	345 335	490~685 470~685	梅氏	J·cm^{-2}	-70	29	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火
ГОСТ6713	10ХСНД	≤0.12	0.80~1.10	0.50~0.80	0.035	0.035	0.60~0.90	0.50~0.80			Cu0.4~0.6	8~15 16~32 33~40	390 390 390	530~685 530~665 510~665	梅氏	J·cm^{-2}	-70	29	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火
ASTM A709	50 50W 100 和 100W	≤0.23 ≤0.20 0.10~0.21	0.15~0.40 0.15~0.40 0.15~0.40	≤1.35 ≤1.35 0.40~1.50	0.040 0.040 0.035	0.050 0.050 0.040					可加下列一种或数种：Nb0.005~0.05，V0.02~0.10，Ti0.02~0.10，还可加入 B、Cr、Cu、Mo、Ni 等	≤51 ≤102 ≤64 60~102	345 700 635	450 775~915 700~915	夏比V形 夏比V形	J J	-12 -34	20 34	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火 调质
JISG3106	SM520C	≤0.20	≤0.55	≤1.50	0.040	0.040					可加其他元素	≤16 >16~40 >40	365 350 335	520~635 520~635 520~635	夏比V形	J	0	47	冷弯、时效断口、伸长率	热轧、正火
JISG3106	SM570	≤0.18	≤0.55	≤1.50	0.040	0.040					可加其他元素	≤16 >16~40 >40	460 450 430	570~715	夏比V形	J	-5	47	冷弯、时效断口、伸长率	正火、调质

Mn 微合金钢；440 MPa 级以上的钢为 C-Mn-V-N 系或在低碳锰钢基础上加入 Ni、Cr、Mo、V、Cu 等元素而成。桥梁钢比一般结构用钢生产困难一些，冶炼时应控制较低的 P、S、O 和夹杂含量，对非 V-N 钢，N 也应控制较低，以减少时效倾向。为净化钢质，有条件时应适当采取钢包冶炼，例如喷粉、吹氩搅拌等。强度级别较低且厚度较薄的钢材，可热轧或控轧交货；强度较高或者较厚的钢材，一般应正火交货；日本 SM570、SMA570、WEL-TEN80 等高强度钢号，一般均调质处理交货、美国 ASTM A709 中 100 和 100W，也在调质状态使用。

4.3　压力容器用钢

压力容器钢用途极广，被广泛应用于石油、化工、电站、锅炉等行业，一般用于制作反应器、换热器、分离器、球罐、油气罐、液化气罐、核能反应堆压力壳、锅炉气包及液化石油气瓶等设备。

压力容器按其结构形式来分有绕带式、多层式、单层式等；按其工作压力来分有低压容器（0.1 MPa≤p<1.6 MPa）、中压容器（1.6 MPa≤p≤10 MPa）、高压容器（10 MPa≤p≤100 MPa）和超高压容器（p≥100 MPa）；按其工作温度来分有常温容器（-20~200℃）、低温容器（-20℃~-253℃）和高温容器（200~650℃）3 类；按容器本身的重要性、工作压力及介质的危害程度分为一类容器、二类容器和三类容器 3 种。

由于压力容器的工作条件（温度、压力、介质、结构等）不同，所以压力容器用钢种类繁多、钢材规格复杂，它既包括低碳结构钢，又包括不同类别的低合金结构钢和中高合金钢，钢材品种包括薄板、中厚板和特厚板。仅以低合金结构钢（此处将某些合金元素质量分数总量≤5%的习惯上称为合金结构钢的某些钢种也计入）而言，已纳入各国标准的钢号就达几十个。先进工业国家均制定了不同类型压力容器用钢标准，例如我国有 GB 6654，YB363，GB 5681，GB 3531、GB6653 等不同类型用钢标准；美国 ASTM 中有十多个标准均属于压力容器用钢标准，例如 A202，A204，A225，A229，A302，A387，A514，A517，A533，A537，A542，A543，A662，A724，A734，A735，A736，A737，A738 等，每个标准中包括不同钢号；日本属于压力容器用钢的标准有 JIS G3115，JIS G3116，JIS G3103，JIS G3119，JIS G3120，JIS G4109，JIS G3127，JIS G3211，JIS G3212 等；前苏联有 ГОСТ 5520 等，西欧各国同样有许多各自的标准系列。除各国标准中纳入的钢号外，尚有一些企业钢号也大量使用，例如日本新日铁 WEL-TEN 系列中各个焊接高强度钢号已广泛应用于诸如水电站高压管及涡壳，各种球罐等设备，特别是 60CF、62CF 等抗裂纹敏感性好的钢种，成为制作球罐的主体材料；再如新日铁的 N-TUF 系各钢号，已广泛应用于低温压力容器。

压力容器用钢种虽繁多，但从合金元素来分析，低合金范畴内大体有下列规律：低中压和常温压力容器，一般以 C-Mn 钢为主（有时也加少量微合金元素）；中高温和低中压压力容器，以 Mo 钢，Mn-Mo 钢，Cr-Mo 钢为主；高温高压容器以 Cr-Mo 钢，Cr-Ni-Mo 钢，Mn-Ni-Mo 钢为主；-20℃左右低温用钢，以 C-Mn（或加微合金元素）钢或低镍钢为主；

-40～-90℃用钢，以1.5%～3.5%Ni为主，也可用微碳含锰微合金钢。另外，还有一类Cu-Ni时效硬化钢，例如ASTM A736钢，被推荐用于高压容器。

压力容器由于承受一定压力，处于不同温度，接触不同介质，使用条件苛刻，故对钢的性能要求较严，对钢的内在质量要求较高，除检验强度、冲击、冷弯、伸长率等常规性能外，尚需检验时效冲击并对钢板全部进行探伤，且要求良好表面。用于中高温容器的钢种，需检验中高温温度，乃至高温持久强度和蠕变性能；用于低温容器的钢种，需检验相应低温的冲击韧性；用于中高压的厚钢板和特厚钢板，还需保证Z向性能等。

压力容器用钢可采用氧气转炉、电炉等进行冶炼，但应尽力降低钢中有害元素和气体及夹杂含量。对中高温和高压用钢、低温用钢等用途重要的钢种，应采用相适宜的炉外精炼措施，以改善钢的内在质量。压力容器钢可采用初轧坯或连轧坯轧制，一般用途和强度较低且较薄的钢板可热轧或控轧控冷状态交货；重要用途或较厚钢板需正火交货；抗拉强度在590 MPa级以上的钢种，多采用调质处理或正火加回火状态交货。正火处理的钢种特别适用于容器的热加工制作，例如日本新日铁的WEL-TEN60H（C-Mn-Ni-V-Nb系）钢和我国的18MnMoNb钢，14MnMoV钢等。

典型压力容器用低合金钢号见表6.2-11，表中列入了我国有关标准中的主要钢号和美国ASTM标准中的主要钢号。ASTM标准中钢号类别比较齐全，日本和欧洲各国有关标准中的钢号，都可以从美国ASTM标准中找到相同或相近的钢号，例如日本JIS G3120中的SQV1，SQV2，SQV3，就分别与ASTM A533中的A，B，C级钢几乎完全相同。另外，表中还列出了少量其他钢号，主要是日本有关钢号和我国武钢开发成功的62CF钢。另外我国宝山钢铁总厂引进日本新日铁的标准及生产技术，成功地生产了B440HP，B490HP容器钢。

表6.2-11　各国压力容器用焊接高强度钢典型钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%									钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Mo	V	Nb		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度℃	规定值≥		
YB(T)40	16MnR	≤0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	0.030	0.030					6～16 17～25 26～36 38～60 >60～100 >100～120	345 325 305 285 265 245	510～630 490～610 490～610 470～590 450～570 440～560	夏比V形	J	常温	34（横向）	冷弯、高温屈服、伸长率等	热轧、正火
	15MnVR	≤0.18	0.20～0.60	1.20～1.60	0.030	0.030			0.04～0.10		6～16 17～25 26～36 38～60	390 375 355 335	530～665 510～665 510～645 490～625	夏比V形	J	常温	34（横向）	冷弯、高温屈服、伸长率等	热轧、正火
	18MnMo-NbR	≤0.23	0.17～0.37	1.35～1.65	0.030	0.030		0.45～0.65		0.025～0.090	6～38 40～95 100～120	510 490 440	635～775 635～775 590～730	夏比V形	J	常温	41（横向）	冷弯、高温屈服、伸长率等	正火＋回火
YB363	16MngC	≤0.12～0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	0.040	0.040					6	355	510	梅氏	J·cm^{-2}	高温	69	冷弯、伸长率等	热轧、正火
GB3531	16MnDR 09Mn2V-DR	≤0.20 ≤0.12	0.20～0.60 0.20～0.50	1.20～1.60 1.40～1.80	0.035 0.035	0.035 0.035			0.04～0.10		6～20 21～38 6～20	315 295 325	490～615 470～600 460～590	夏比V形 夏比V形	J J	-40 -30 -70	21 21 21	冷弯、伸长率等 冷弯、伸长率等	正火、调质 正火、调质
ASTM A737	A	≤0.20	0.15～0.50	1.00～1.35	0.035	0.030			≤0.10		协议	345	480～620	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率等	正火
	B	≤0.20	0.15～0.50	1.15～1.50	0.035	0.030				≤0.05		345	480～620						
	C	≤0.22	0.15～0.50	1.15～1.50	0.035	0.030			0.04～0.11	≤0.05		415	550～690						
ASTM	A738	≤0.24	0.15～0.50	≤1.50 ≤1.60	0.035	0.040			≤0.08	≤0.05	≤0.65 >65	310	515～655	夏比V形	J	-46	27	冷弯、伸长率等	正火、调质
ASTM A202	A	≤0.17	0.60～0.90	1.05～1.40	0.035	0.040	0.35～0.60				≤50.8	310	515～655	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率等	正火、热轧
	B	≤0.25	0.60～0.90	1.05～1.40	0.035	0.040	0.35～0.60				≤50.8	325	585～760						



续表 6.2-11

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%									钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 ℃	规定值≥		
					≤														
ASTM A662	A ≤0.14	0.15~0.30	0.95~1.35	0.035~0.040							未分	275	400~540	夏比V形	J	-59	29	冷弯、伸长率等	热轧、正火
	B ≤0.19	0.15~0.30	0.85~1.50	0.035~0.040								275	450~585	夏比V形	J	-40	34		
	C ≤0.20	0.15~0.30	1.00~1.60	0.035~0.040								295	485~620	夏比V形	J	-40	34		
ASTM A517（包括14个成分级别，只列出4个）	B 0.15~0.21	0.02~0.35	0.70~1.00	0.035~0.040	0.40~0.65		0.15~0.25	0.03~0.08		B 0.000 5~0.006	≤32	690	795~930	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	调质
	H 0.12~0.21	0.20~0.35	0.90~1.30	0.035~0.040	0.40~0.65	0.30~0.70	0.20~0.30	0.03~0.08	0.01 0.03	B 0.000 5~0.006	≤50	690	795~930						
	P 0.12~0.21	0.20~0.35	0.45~0.70	0.035~0.040	0.85~1.20	1.20~1.50	0.45~0.60			B 0.000 5~0.006	≤65 >65~100	690 630	795~990 725~990						
	O 0.14~0.21	0.15~0.35	0.45~1.30	0.035~0.040	1.00~1.50	1.20~1.50	0.40~0.60	0.03~0.08		B 0.000 5~0.006	≤65 >65~150	690 630	795~990 725~990						
ASTM A533（D级系列）	A ≤0.25 0.15~0.35		1.15~1.50	0.035~0.040			0.45~0.60				未区分 1级	345	550~690	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	调质
	B ≤0.25 0.15~0.35	0.15~0.35	1.15~1.50	0.035~0.040		0.40~0.70	0.45~0.60				2级	485	620~795						
	C ≤0.25 0.15~0.35		1.15~1.50	0.035~0.040		0.70~1.00	0.45~0.60				3级	520	690~860						
ASTM	A542 ≤0.15	0.15	0.30~0.60	0.035~0.040	2.0~2.5		0.90~1.10				≥5 1级 2级 3级 4级	585 690 515 415	725~860 795~930 655~795 585~725	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	调质
ASTM A724	A ≤0.18	≤0.35	1.00~1.60	0.035~0.040						Cu≤0.35 NiCr≤0.25 Mo≤0.08 V≤0.08	≤16	485	620~366	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	调质
	B ≤0.20	≤0.30	1.00~1.60	0.035~0.040							≥16	515	655~795						
ASTM	A735 ≤0.06	≤0.35	1.20~1.90 1.50~2.20	0.040~0.025			0.23~0.47		0.03~0.09	Mn按厚度分：≤16 mm 1.2~1.9 >10 mm为15~2.2Cu 0.2~	1级 2级 ≤25.43级 4级	450 485 515 550	550~690 585~720 620~790 655~790	夏比V形	J	-46	27	伸长率、冷弯等	热轧时效调质

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%											其他	钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti			σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 ℃	规定值≥		
					≤																	
ASTM	A736	≤0.07	≤0.35	0.40~0.70	0.025	0.025	0.60~0.90	0.70~1.00	0.15~0.25		>0.02		Cu1.0~1.3	未分 1级 2级	490 515	495~635 585~725	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	1级：正火+沉淀处理；2级：淬火+沉淀处理
ASTM A225	A	≤0.18	0.15~0.30	≤1.45	0.035	0.040				0.09~0.14				≤101	275	485~620	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	热轧或正火
	B	≤0.30	0.15~0.30	≤1.45	0.035	0.040				0.09~0.14				≤101	295	515~735						
	C	≤0.25	0.15~0.30	≤1.60	0.035	0.040			0.40~0.70	0.09~0.14				≤15	485	725~930						



续表 6.2-11

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%											其他	钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功或冲击韧度				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti			σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度 ℃	规定值≥		
ASTM AJ87（成分和性能只列出部分数据）	2级	≤0.21	0.15～0.30	0.55～0.80	0.035	0.040	0.50～0.80		0.45～0.60					未分	310	485～620	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	正火+回火或调质
	12级	≤0.17	0.15～0.30	0.40～0.65	0.035	0.040	0.80～1.15		0.45～0.60					未分	275	440～585						
	11级	≤0.17	0.50～0.80	0.40～0.65	0.035	0.040	1.00～1.60		0.45～0.65					未分	310	515～690						
	22级	≤0.15	≤0.50	0.30～0.60	0.035	0.040	2.00～2.50		0.90～1.10					未分	310	515～690						
ASTM A543（只列出厚度＜100 mm成分）	B	≤0.23	0.20～0.35	≤0.40	0.030	0.030	1.50～2.00	2.60～3.25	0.45～0.60					1类	585	725～860	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	调质
	C	≤0.23	0.20～0.35	≤0.40	0.020	0.020	1.50～1.80	2.25～3.25	0.45～0.60					＜100 2类	600	795～930						
														3类	485	620～795						
ASTM A302	A	≤0.20		0.95～1.30	0.030	0.040			0.45～0.60				C按厚度分 $\delta \leqslant 25$ mm $C \leqslant 0.20$；$\delta > 25$～50 mm；$C \leqslant 0.23$；$\delta > 50$ mm；$C \leqslant 0.25$	不区分	510	515～655	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	热轧、正火、调质
	B	≤0.20		1.15～1.50	0.030	0.040			0.45～0.60						345	550～690						
	C	≤0.30		1.15～1.50	0.030	0.040		0.40～0.70	0.45～0.60						345	550～690						
	D	≤0.20		1.15～1.50	0.030	0.040		0.70～1.00	0.45～0.60						345	550～690						
ASTM A203（A、D级未列出）	B	≤0.21	0.15～0.35	≤0.70	0.035	0.040		2.10～2.50					C、Mn按厚度分，表中为≤50 mm者	不区分	275	485～620	夏比V形	J		协议	伸长率、冷弯等	正火、调质
	E	≤0.20	0.15～0.35	≤0.70	0.035	0.040		3.25～3.75							275	485～620						
JIS G3115（SPV32、SPV36未列出）	SPV46	≤0.18	0.15～0.75	≤1.60	0.035	0.040							可加其他元素	≤40 ＞40	450 430	570～695 570～695	夏比V形	J	－10	47	伸长率、冷弯等	调质、正火
	SPV50	≤0.18	0.15～0.75	≤1.60	0.035	0.040							可加其它元素	≤40	490	610～735	夏比V形	J	－10	47		调质、正火
新日铁	WEL～TEN 63CF	≤0.09	0.15～0.3	1.00～1.60	0.030	0.040	≤0.30	≤0.60	≤0.30	≤0.10				各种厚度（6～50）	490	610～735	夏比V形	J	－10或－15	47	伸长率、冷弯等	调质
新日铁	WEL～TEN 60H	≤0.18	0.15～0.70	0.90～1.50	0.030	0.030		0.30～1.00					V+Nb ≤0.15	6～＜38 38～50	440 410	590～705 590～705	夏比V形	J	－5或－10	47	伸长率、冷弯等	正火
武钢	62CF	≤0.09	0.15～0.35	1.10～1.50	0.030	0.030	≤0.30	≤0.50	≤0.30	0.02～0.06			B≤0.003	14～50	490	610～740	夏比V形	J	－40	47	伸长率、冷弯等	调质
JIS G3116	SG37	≤0.20	≤0.55	≤1.50	0.040	0.040								23～60	365	540					伸长率、冷弯等	热轧

4.4 锅炉用钢

锅炉是一种重要的压力容器，按用途来分有工业锅炉、电站锅炉、核电站锅炉等。锅炉由于压力、温度、用途不同，所以用钢种类很多，且多为中厚板、特厚板，其最大厚度可达 250 mm。

由于锅炉是一种压力容器，一般来说，除低温压力容器用钢外，多数压力容器用钢钢种均可应用于不同类型锅炉，不同类别的锅炉用钢也可分别应用于相应压力容器。许多国家压力容器和锅炉用钢是同一标准，例如前苏联 ГОСТ 5520、日本 JIS G3119 等，美国 ASTM 中主要压力容器用钢种也同样如此。中国锅炉与压力容器用钢虽有不同标准，但比较 YB（T）40 与 GB 713 可看出，16Mng，15MnVg，18MnMoNBg 其成分、性能及产品规格尺寸几乎分别与相应的 16MnR，15MnVR，18MnMoNBR 完全相同，实际也是同一标准。近年国内各钢厂引进国外标准中有关钢种，生产锅炉钢板，例如宝钢按 DIN 17155 中 19Mn6 钢生产 BSE355R，按 JIS G3103 中 SB42 钢生产 BS410R；鞍钢、武钢等也生产了国外标准中的有关钢种。

常用锅炉用钢，除压力容器钢的一些钢种外，尚有表 6.2-12 所列钢种。

一般来说，工业锅炉（低中压）多采用 C-Mn（或添加 V，Nb 等微合金元素）钢；电站锅炉因部位而异，除 C-Mn 钢外，中温中压部位需 Mn-Mo，Cr-Mo 低合金钢，高温高压部位采用 Cr-Mo，Cr-Mo-V，Mn-Ni-Mo-Nb 等钢种；核电站用钢按 ASTM A647 规定，应在其他 ASTM 压力容器用钢种的基



表 6.2-12　锅炉用焊接高强度钢典型钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%												钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度/℃	规定值 ≥		
YB(T)41	12Mng	≤0.16	0.20～0.60	1.10～1.50	0.030	0.030								6～16 17～25	295 275	440～550 430～540	夏比V形	J	常温	34	冷弯、时效伸长率	热轧、正火
YB(T)41	16Mng	≤0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	0.030	0.030								6～16 17～25 26～39 37～60 >60～100 >100～120	345 325 305 285 265 245	510～630 490～610 490～610 470～590 450～570 440～560	夏比V形	J	常温	34（横向）	伸长率、冷弯、时效、高温强度	热轧、正火
YB(T)41	15MnVg	0.10～0.18	0.20～0.60	1.20～1.60	0.030	0.030				0.04～0.12				6～16 17～25 26～36 37～60	390 375 355 335	530～665 510～645 510～645 490～625	夏比V形	J	常温	34（横向）	冷弯、时效、高温强度、伸长率	热轧、正火
YB(T)41	14MnMoVg	0.10～0.18	0.20～0.50	1.20～1.60					0.40～0.65	0.05～0.15				30～115	490	635～775	夏比V形	J	常温	41（横向）	冷弯、时效、伸长率	正火+回火
YB(T)41	18MnMoNbg	≤0.25	0.17～0.37	1.35～1.65	0.030	0.030			0.45～0.65		0.025～0.050			16～38 40～95 100～115	510 490 440	635～775 635～775 590～730	夏比V形	J	常温	41（横向）	冷弯、时效、伸长率	正火+回火
DIN 454	BHW35	≤0.15	0.10～0.50	1.00～1.60	0.025	0.025	0.20～0.40	0.60～1.00	0.20～0.40		0.01～0.02			≤100 101～125 126～150	390 375 330	570～740	夏比V形	J	常温	31（横向）	伸长率、冷弯等	正火+回火
舞阳钢厂	13MnNiMoNb	0.12～0.16	0.20～0.50	1.20～1.60	0.020	0.020	0.20～0.40	0.80～1.00	0.30～0.40		0.01～0.03			≤100 >100～125	390 380	570～735	夏比V形	J	0	40（横向）	冷弯、时效、高温强度、伸长率	正火+回火
DIN 17185	19Mn6	0.15～0.22	0.30～0.60	1.00～1.60	0.035	0.030	≤0.25	≤0.30	≤0.10	≤0.03	≤0.01		Cu≤0.03	41～60 61～100 101～150	335 315 295	510～650 490～630 480～630	夏比V形	J	常温	31（横向）	冷弯、伸长率等	热轧、正火
ASTM A225	A	≤0.18	0.15～0.30	≤1.45	0.035	0.040			0.09～0.14					≤101	275	485～620	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率等	热轧、正火
	B	≤0.20	0.15～0.30	≤1.45	0.035	0.040			0.09～0.14					≥101	295	515～635						
	C	≤0.25	0.15～0.30	≤1.60	0.035	0.040		0.40～0.70	0.09～0.14					≤15	485	725～930						
GB 5310	12CrMoV	0.08～0.15	0.17～0.37	0.40～0.70	0.035	0.035	0.09～1.20		0.25～0.35	0.15～0.30				≤80	295	441	夏比V形	J	常温	49	冷弯、伸长率等	正火+回火
DIN 17155	13CrMo44	0.08～0.18	0.10～0.35	0.40～1.00	0.035	0.040	0.70～1.10		0.40～0.60				Cu≤0.30	41～60 61～100 101～150	295 275 255	440～590 430～580 420～570	夏比V形	J	常温	31	冷弯、伸长率等	热轧、正火
JIS G3103	SB49M	≤0.27	0.15～0.30	≤0.90	0.035	0.040			0.45～0.60				C 按厚度分此处为最大	各种厚度	275	480～620					冷弯、伸长率等	热轧、正火



础上，再补充一些规定，以适应核电站安全需要，例如ASTM A533，便规定当用于核反应堆时，钢中残留元素含量（质量分数）应做到：Cu≤0.01%，P≤0.012%，S≤0.005%，V≤0.05%。常见的核电站锅炉用钢种还有BHW35（13MnNiMoNb），15MnNi63和A533（B，D）等。

锅炉用钢性能和质量要求基本上与压力容器钢相同，其生产工艺也基本相同，不再重述。

4.5　造船和海上采油平台用钢

船舶和以海上油气钻采油平台为代表的海洋结构，处于水深、浪急、风暴、海水腐蚀、甚至严寒的恶劣环境中，故对钢材性能和质量要求极为严格。除对强度要求外，对韧性、焊接性、疲劳性、耐海水腐蚀性、抗层状撕裂性、冷热加工性等方面均有较高或极严格要求。为保证钢材性能，对这类钢的内在质量要求很高，既要求钢中含有较低或极低的有害元素和气体、夹杂物数量，又要求钢材具有良好表面质量，所以生产难度较大。这类钢可用氧气转炉和电弧炉进行冶炼，但由于对钢质要求较纯净或极纯净，故应采用铁水预处理、钢包精炼（渣洗、喷粉、吹氩、真空脱气等）及保护浇注等精炼措施，例如我国武钢在生产 σ_s 为315 MPa级和355 MPa级船板和采油平台用钢时，便采用了KR铁水脱硫→氧气复合吹炼→钢包合金化及微合金化处理→钢包吹氩→板坯连铸（保护浇注及结晶器喂稀土丝）工艺；法国在生产360～450 MPa级海洋结构用钢时，采用了铁水预处理脱P、S→氧气转炉冶炼→钢包喷粉及吹氩→钢包真空脱气→连铸电磁搅拌并保护浇注的工艺，做到使钢中的硫含量（质量分数）≤0.002%，氢含量≤2×10⁻⁶，氧含量≤20×10⁻⁶，氮含量≤0.008%的高水平。钢板可采用连铸坯或初轧坯轧制。强度较低且厚度较薄的钢板可热轧或控轧交货，强度较低但较厚的钢板应正火交货；屈服强度在450 MPa级以上的钢种，多采用调质热处理方式生产，但厚度≤50 mm的钢板，日本有的钢厂也采用了控轧控冷后再加回火的方法。

4.5.1　造船用钢

自20世纪50年代开始，船舶向大型化、高速化、自动化方向发展。仅以船体而言，船壳耗用钢材量占全船重量的60%左右，而其中板材又占80%左右。船板要求韧性高，焊接性能及冷热加工性能良好，并要求一定强度。由于船舶是在世界海域或内河流航行，遇有损害需就地修复，加之国际贸易的需要，目前船板有关技术要求已发展成为一个国际性标准。50年代末，美国ABS，英国LR，德国GL，日本NK，挪威DNV和意大利RI等船级社在英国伦敦召开了国际会议，统一将船舶用钢板分为碳素钢（A，B，D，E4个级别）和低合金高强度钢两种类别，我国近年也采用了这种国际性标准。

一般民用低合金高强度钢船板，按屈服强度分为315 MPa级（AH32，DH32，EH32）和355 MPa级（AH36，DH36，EH36），按冲击韧性又分为A，D，E 3级。另外，屈服强度为390～420 MPa级钢板在民用船中已进入实用化阶段，而在日本海事协会标准中，已列入屈服强度450 MPa级钢种，例如KA46，KD46和KE46调质钢板，由于船舶主要考虑使用疲劳强度，屈服强度提高对其疲劳强度提高作用并不太大，且船舶必须有一定自重，以稳定航行，所以使用的钢板强度不需太高。

另一类船板为军用舰船用钢，例如美国舰船用HY—80，HY—100，HY—130钢，日本防卫厅的NS46（B，C），NS63（B，C，D），NS80（B，D，C），NS90（B，D，C）等都是典型的军用舰船用钢。这类钢不仅要求强度高，而且韧性指标要求也很高，并需要很低的韧脆性转变温度。此类钢除NS46外，其他均为低C-Cr-Mn-Mo-V系合金结构钢，基本已不属低合金钢范畴。

常用船用钢号见表6.2-13。

4.5.2　海上采油平台用钢

采油平台用钢开始于19世纪末，初期在浅海水域使用栈桥用钢，1938年开始在墨西哥海湾建立第一座固定式海洋采油平台，40年代开始大型化，1974年开始使用钢质平台，1979年迅速得到发展。采油平台用钢是由船用钢或压力容器用钢移植而来，按其屈服强度分类，美国ABS分为235～303 MPa级，303～400 MPa级，400～690 MPa级3个级别。固定式平台采用前两个级别，移动式平台采用后一个级别。Z向性能是海上采油平台用钢的重要指标之一，它有3个级别，根据中国船舶检验局海上移动式钻井船入级与建造规范规定，Z向钢的3个级别见表6.2-13。

表6.2-13　Z向钢成分与性能要求

等级	硫含量 w（S）/%	板厚方向（Z向）断面收缩率/%	
		应试试样平均值	单个样值
Z15	≤0.010	≥15	≥10
Z25	≤0.007	≥25	≥15
Z35	≤0.005	≥35	≥25

常用的采油平台用钢除船用和舰船用钢种外，还有ASTM A514，ASTM A517，ASTM A36，ASTM A572，ASTM A537，ASTM A662等，BS 4360—40B，BS 436—50D，DIN 17100中ST52-B和JIS G3115中各个低合金钢种，这些钢当用作采油平台时，其硫含量和Z向性能应符合Z向钢的要求。

近年，由于海上油气田的开发日益扩大，所以国际上对海洋结构用高强度焊接结构钢的研究仍在不断进行。根据1989年3月19～23日在荷兰海牙举行的世界海洋用钢国际会议上的文献介绍，日本、欧洲，澳大利亚的6个公司推出用不同工艺生产的 σ_s 为460～500 MPa级几个海洋采油平台用低合金焊接高强强度新钢种，例如欧洲采用低碳-1.35% Mn-0.25% Ni-0.10% Cu-0.08% Mo-0.04% V-0.01% Ti（质量分数）钢，用凋质热处理方法生产采油平台用钢；日本此类钢的成分（质量分数）为0.10% C-1.5% Mn-0.25%，Cr-0.50% Ni-0.03% Nb-0.15% Si-0.008% Ti，采用形变热处理方法生产此类钢。上述钢种 σ_s 都在460 MPa以上，其 C_{eq} = 0.40～0.45，P_{cm} = 0.20～0.24，具有良好的焊接性能。据文献介绍，新日铁近年开发出海上结构用含钛氧化物钢，其 σ_s 为420 MPa级，钢中含有0.012%～0.016% Ti（质量分数），焊接时利用钢中极细的 Ti_2O_3 为核心，当热影响区（HAZ）发生 $\gamma\to\alpha$ 相变时，在晶粒内部生成辐射型针状铁素体片（IFP），从而改善热影响区韧性，这种钢已成功应用于北海采油平台结构。有文献介绍，日本钢管（NK）近年开发出一种 σ_s 为460 MPa级含铜时效硬化海洋结构用钢。其基本成分（质量分数）为0.04% C-1.2%～1.5% Mn-1.1% Cu-0.60% Ni-0.01% Nb-0.01% Ti，采用控轧后加速冷却和时效处理技术，其脆性转变温度≤－80℃，在线能量为50 kJ/cm进行焊接时，热影响区（HAZ）－40℃冲击吸收功＞60 J，可不预热进行焊接。

部分海上采油平台用钢号见表6.2-14。

采油平台用钢除标准常规检验项目外，通常补充的检验测试项目有下列各项：

1）抗层状撕裂敏感性测试　这种测试是用断面收缩率 ψ_z %来表示钢板的层状撕裂敏感性，它主要取决于钢板厚度方向（Z向）的塑性。这种撕裂属低塑性断裂，强度表现不显著，只有在Z向塑性很低的情况下，即 ψ_z < 10%时，强度才有明显降低，此时宏观断口为典型层状和坑凹状。随着Z向塑性的提高，当 ψ_z > 15%时断口的非变形面积减少，变



表 6.2-14　各国造船及海上采油平台用焊接高强度钢典形钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/% C ≤	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr ≤	Ni ≤	Mo ≤	V	Nb	Ti	其他	钢材厚度或直径/mm	强度/MPa σ_s ≥	σ_b	冲击韧性 试样种类	单位	温度 ℃	规定值 ≥	其他性能	交货状态
GB 712 中国船舶 检验局	A32 D32 E32	0.18	0.10～0.50	0.30～1.60 0.90～1.60	0.040	0.040	0.20	0.40	0.08				Cu≤0.35 Al_s≥0.015	不区分	315	440～590	夏比V形	J	0 －20 －40	34 31 31	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火、控轧
	A36 D36 E36	0.18	0.10～0.50	0.70～1.60 0.90～1.60	0.040	0.040	0.20	0.40	0.08	0.03～0.10	0.015～0.05		Cu≤0.35 Al_s≥0.015	不区分	355	490～620	夏比V形	J	0 －20 －40	34	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火、控轧
英国劳 氏船社	AH32 DH32 EH32	0.18	0.10～0.50（生产半镇静钢不适用）	0.90～1.60	0.040	0.040	0.20	0.40	0.08				Cu≤0.35 Al_s≥0.015 AH32，AH36可生产半镇静钢	不区分	315	400～590	夏比V形	J	0 －20 －40	31	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
	AH36 DH36 EH36									0.05～0.10	0.015～0.05			不区分	355	490～620	夏比V形	J	0 －20 －40	34	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
日本海 事协会	KA32 KD32 KE32	0.18	0.10～0.50	0.90～1.60	0.040	0.040	0.20	0.40	0.08	Nb或V可代Al，此时Nb≤0.05 V≤0.10			Cu≤0.035 Al_s≥0.015	不区分	315	470～590	夏比V形	J	0 －20 －40	31	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
	KA36 KD36 KE36									≤0.10 0.05～0.10	≤0.05 0.02～0.05		Cu≤0.35 Al_s≥0.015	不区分	355	490～630	夏比V形	J	0 －20 －40	34	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
ASTM A131	AH32 DH32 EH32	0.18	0.10～0.50	0.90～1.60	0.040	0.040	0.25	0.40	0.08				Cu≤0.35 Al_s≤0.06	不区分	315	470～585	夏比V形	J	－20 －40	34	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
	AH36 DH36 EH36									≤0.10	≤0.05			不区分	350	490～620	夏比V形	J	－20 －40	34	冷弯、横向冲击、伸长率	热轧、正火控轧
前苏联	09Г2	≤0.12	0.20～0.40	1.45～1.65	0.040	0.040							Cu≤0.30	不区分	295	440	梅氏	J·cm^{-2}	－40	29（横向）	伸长率，冷弯率	热轧
	CXД－1	0.12～0.18	0.40～0.70	0.40～0.70	0.040	0.040	0.60～0.90	0.30～0.60					Cu0.2～0.4	不区分	345	510	梅氏	J·cm^{-2}	20	59（横向）	伸长率，冷弯率	热轧、正火，回火等
	CXД－4	≤0.12	0.80～1.10	0.50～0.80	0.040	0.040	0.60～0.90	0.50～0.80					Cu0.40～0.65	不区分	390	530～735	梅氏	J·cm^{-2}	－40	49（横向）	伸长率，冷弯率	热轧、调质
	CXД－45	≤0.12	0.70～1.00	0.50～0.90	0.035	0.035	0.40～0.70	1.30～1.60					Cu0.3～0.6	不区分	440	550～665	梅氏	J·cm^{-2}	－40	34（横向）	伸长率，冷弯率	热轧、正火
	KC	≤0.12	0.50～0.80	0.90～1.20	0.035	0.035	≤0.30	1.40～1.70	0.08～0.12				Cu≤0.30	不区分	440	—	—	—	—	—		热轧

续表 6.2-14

标准	钢号	C ≤	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr ≤	Ni ≤	Mo ≤	V	Nb	Ti	其他	钢材厚度或直径/mm	σ_s ≥ (MPa)	σ_b (MPa)	冲击韧性 试样种类	冲击韧性 单位	冲击韧性 温度 ℃	冲击韧性 规定值 ≥	其他性能	交货状态
前苏联	M	≤0.12	0.40~0.70	1.30~1.70	0.040	0.040							Cu0.15~0.35	不区分	295	470~665	梅氏	$J\cdot cm^{-2}$	-40	49(横向)	伸长率，冷弯率	热轧，调质
	MK	≤0.12	0.80~1.10	1.30~1.65	0.040	0.040							Cu0.15~0.30	不区分	345	490~685	梅氏	$J\cdot cm^{-2}$	-40	49(横向)	伸长率，冷弯率	热轧，调质
	MC-1	≤0.12	0.70~1.10	0.80~1.20	0.040	0.040	0.30~0.50	1.00~1.30					Cu0.30~0.50	不区分	390	530~735	梅氏	$J\cdot cm^{-2}$	-40	49(横向)	伸长率，冷弯率	热轧，调质
日本防卫厅 NDSG3131	NS46C	≤0.16	0.15~0.50	0.60~1.45	0.035	0.030	≤0.30	≤0.60	≤0.25	≤0.10			Cu≤0.25	12~42	450	570~685	夏比V形	J	-50	27	伸长率，冷弯，断口等	调质
	NS80C	≤0.10	0.15~0.40	0.35~0.90	0.015	0.010	0.30~1.00	3.5~4.5	0.20~0.60	≤0.10			Cu≤0.15	12~42	785~920	实际	夏比V形	J	-70	69(横向)	伸长率，冷弯，断口等	调质
	NS90D	≤0.12	0.1>0.40	0.35~1.0	0.015	0.010	0.40~0.80	4.75~5.50	0.30~0.65	≤0.10			Cu≤0.15	42~65	880~980	实际	夏比V形	J	-70	69(横向)	伸长率，冷弯，断口等	调质
美国舰艇 MIL-S-16216K	HY-80	0.13~0.18	0.15~0.18	0.10~0.40	0.015	0.008	1.40~1.80	2.5~3.5	0.35~0.60	≤0.03		≤0.02	Cu≤0.25	32~76（成分） >19（性能）	550~685	按规定	夏比V形	J	-84	47(横向)	伸长率，冷弯，断口等	调质
	HY-100	0.14~0.20	0.15~0.38	0.10~0.40	0.015	0.008	1.40~1.80	2.75~3.50	0.35~0.60	≤0.03		≤0.02	Cu≤0.25	32~76（成分） >19（性能）	690~825	按规定	夏比V形	J	-84	41(横向)	伸长率，冷弯，断口等	调质
美国舰艇 MIL-S-27371B	HY-130	0.12	0.15~0.35	0.60~0.90	0.010	0.008	0.40~0.70	4.75~5.25	0.30~0.65	0.05~0.10	≤0.02	≤0.02	Cu≤0.25 Al0.01~0.05 N≤0.012	5~19 >19	896~1 034 896~1 000	实际 实际	夏比V形	J	-54	54(横向)	伸长率，冷弯，断口等	调质
ASTMA516（平台用）	A516 70级（其他未列）	0.31	0.15~0.30	0.85~1.20	0.035	0.040							C，Mn按厚度分	100~203	260	485~620	夏比V形	J		协议	伸长率，冷弯，落锤	正火
ASTMA36（平台用）	A36钢板（形钢等未列）	0.25 0.26 0.27 0.29	 0.15~0.40	0.80~1.20 0.85~1.20	0.040	0.050							Cu≥0.20（有要求时）	19~38 >38~64 >64~102 >102	250	400~550	夏比V形	J		协议	伸长率，冷弯，落锤	热轧，正火
ASTMA537（平台用）	A537 1类 A537 2类	0.24	0.15~0.50	0.70~1.35 1.00~1.60	0.035	0.040	≤0.25	≤0.25	≤0.08				Cu≤0.35 Mn按厚度分：38 mm为0.70~1.35，>38 mm为1.00~1.60	≤64 >64~100 ≤64 >64~100	345 310 415 380	485~620 450~585 550~690 515~635	夏比V形	J		协议	伸长率，冷弯，落锤	正火 调质
HS4360（平台用）	40B 50D	0.20 0.18		≤1.50 ≤1.50	0.05 0.05	0.005 0.005				≤0.10			Cu0.2~0.5	16~100 16~100								
DIN17100（平台用）	St52-B	0.22	≤0.55	≤1.50	0.035	0.040			≤0.10	≤0.04												



形面积比增大，逐步地变为阶梯状断口和塑性杯状断口，Z 向强度与 L 向（平行轧制方向）强度比在 1 左右浮动。Z15 级钢材用于低约束应力的构件，Z25、Z35 级钢材用于高约束应力构件。Z 向钢的试样采用圆柱形试样，其直径 d 与板厚的关系为：当板厚 $\leqslant 25$ mm 时，$d = b$（板厚）；当板厚 > 25 mm时，试样直径为 10 mm。试样夹持端焊接可采用摩擦焊或手工电弧焊，并不得使热影响区进入平行长度之内。

2）Y 形坡口对接裂纹试验（即小铁研试验）　此法在焊缝根部易造成较大的应力集中，因而形成裂纹敏感性能力较强，适于鉴定和测试钢板和焊缝金属的裂纹敏感性。

3）刚性对接裂纹试验　因试验具有较大的刚性，所以对焊缝金属形成裂纹有较大的敏感性，也可在热影响区产生裂纹。

上述测试项目具体做法见有关标准。

4.6　工程机械用钢

工程机械是指矿山和各类工程施工用的钻机、电铲、电动轮翻斗车、矿用汽车、挖掘机、装载机、推土机，各类起重机、煤矿液压支架等机械设备。由于种类繁多，工作条件各异，因而对性能要求是多方面的，除强度、冲击韧性、焊焊接性、冷热加工性等方面的要求外，有的还要求耐磨性、耐蚀性、抗疲劳等性能。

自 1916 年美国生产第一台腰带式和硬橡胶实心轮胎式自行起重机以来，工程机械得到迅速发展。自 70 年代以来，由于工程建设规模不断扩大，所以各类工程机构均向高参数化、轻量化、大型化方向发展，促进了工程机械用钢向高强韧性焊接结构钢发展。

工程机械用钢种极其繁多，普通工程机械可采用前述的一般结构用高强度焊接结构钢，但对于大型工程机械，世界上先进工业国家自 50 年代以来，已逐步采用抗拉强度为 590 ~ 950 MPa级各类高强度焊接结构钢和 σ_b 为 1 080 MPa，1 270 MPa级耐磨钢，例如美国的 ASTM A514 系列钢，德国的 DIN 中 STE 系列钢，日本的以新日铁 WEL—TEN 系列为代表的 HT60，HT70，HT80，HT100 等级别的钢种等，其中 ASTM A514 钢是美国于 1952 年首先研制成功的著名钢种 T-1 钢，它包括适于不同用途的 14 个成分。我国自 80 年代开始，也开始采用这类高强度焊接结构钢，并先后开发成功 σ_b 为 590 ~ 950 MPa 级的 HG60，HQ60（A，B），BHW60RA，14MnMo，HQ70（A，B），15MnMoVN，15MnMoVNRE，HQ80C，HQ80，HQ100 等钢种。

在工程机械的主体结构制造中使用焊接高强度结构钢，对于提高装备的能力和效率，延长使用寿命，减轻设备自重，降低能耗和原材料消耗，提高工程机械的档次均有重大作用。例如，美国 Unit Rig 公司采用了 σ_s 为 685 MPa 级的高强度焊接钢板制作 154 t 电动轮车的主梁和车斗，可把车的装载重量/空车重量比例从 1.2 ~ 1.4 提高到 1.7，车辆的运输效率相应提高 10% ~ 15%，车辆的运行成本每年节约 4 ~ 8 万美元；国外在 0.5 m^3 液压挖掘机上采用 σ_s 为 735 MPa 级高强度钢板取代原来的 345 MPa 级钢板，使金属结构件的重量减轻了 25% ~ 30%，斗容增至 0.65 m^3，挖掘力从 70 kN（7 tf）增至 120 kN（12 tf）；前苏联乌拉尔重机厂 3КГ-4.6 型挖掘机的斗杆梁在采用屈服强度为 585 MPa 级的钢板制作后，使用寿命提高了 1 倍；日本大型推土机推土板采用了 σ_b 为 1 075 MPa 级的高强度钢板后，在硬岩地带工作时其耐磨性比 590 MPa 级钢板提高了 50%以上。

当今，工业发达国家在这类钢板的开发与生产上的主要趋势是，采用先进的冶炼工艺以保证钢质的洁净度，对强度相对较低和不太厚的钢板采取控轧控冷工艺进行生产，对强度相对较高和较厚钢板采用调质热处理或轧后直接淬火再回火的方法进行生产，在许多高强度钢板的热处理中采用中低温回火（尤其是在高硬度耐磨板方面），这些工艺的突出特点是在保证钢板性能的同时，节约了能源，简化了钢中合金元素，改善了钢板的工艺性能，同时提高了生产效率。例如，控轧控冷方法生产的低碳微合金高强度钢板，由于合金元素加入量低，在可焊性、成形性等方面具有一系列优点，得到了广泛应用。再如轧后直接淬火，不仅节约了能源，而且可提高钢板的临界淬火厚度。

以 σ_b 为 590 ~ 950 MPa 级调质型为代表的工程机械用焊接高强度钢，均是在低碳锰钢基础上加适量的 Cr，Ni，Mo，Cu 等元素而成的，有的尚需加入 V，Nb，Ti，B 等微合金元素。这类钢合金化的特点基本同于（或近似）压力容器用同强度级别钢种，而且与压力容器钢有相近的性能要求，很多钢号可通用于压力容器和桥梁等。强度较低的控轧控冷钢，主要是在低碳锰钢的基础上加入 V，Nb，Ti 等微合金元素而成，其控轧控冷工艺和合金化特点近似于同强度级别的输油、气管线钢。

各国常用的工程机械用高强度焊接结构钢种见表 6.2-15。

4.7　建筑用钢

这里所说的建筑用钢是指工业和民用构造物用钢，例如厂房、仓库、楼房等的支柱和承重梁等，不属于用作钢筋混凝土结构的圆钢、钢丝及钢筋等一类钢材。普通建筑物用钢可采用一般结构用焊接高强度钢，也可采用桥梁用钢。建筑用钢品种繁多，既包括不同厚度的板材，又包括各种型材和管材，且型材用量极大，其发展方向是采用 H 型钢。建筑用钢采用焊接高强度钢的目的是节约钢材，减轻自重，增加承载能力及提高寿命等。

用于一般建筑物的钢材，其性能要求类似桥梁钢，即要求具有较高的强度，一定的韧性及较好的焊接性能与冷热加工性能；处于腐蚀环境中的建筑物，尚要求一定的耐蚀性能，例如耐不同工业大气腐蚀性能；用于动载荷的构造物用钢，要求一定的疲劳性能。

多数国家无单独的建筑用钢种技术标准，都是借用其他标准，例如日本的 JIS G3106，JIS G3101，我国的 GB 1591，YB（T）10，美国的 ASTM A572 等均可用于建筑用钢，各类耐候钢也适于建筑用钢。

近年，随着高层建筑物的兴起，传统的钢筋混凝土结构已不满足需要，从节约钢材和防地震等方面考虑，近年日本等国家开发出一类抗地震用低屈强比高层建筑用焊接高强度钢。

根据文献介绍，这类钢主要包括抗拉强度为 490，590，785 MPa（HT 50，HT60，HT80）3 个级别的 20 ~ 100 mm 厚钢板，钢板除要求高的强度和高的韧性外，还要求较低的屈强比和良好的焊接性能。要能做到焊前不需预热，焊后不需回火，以便现场施焊，490 MPa 级和 590 MPa 级钢种要求屈强比在 0.8%以下，785 MPa 级要求在 0.85%以下，低屈强比可使钢材具有高的塑性变形功以有利于防震。除上述的 3 个级别的高强度钢外，为减震需要，尚需屈服点为 250 MPa 和 100 MPa 的两个级别的低屈服点和超低屈服点钢与上述 3 个级别的低屈强比钢进行配套使用。另外，低屈强比钢屈服强度变化范围不能太大，以防由于屈服强度不同，建筑物各部分间因强度不平衡而倒塌。

这类钢的典型化学成分见表 6.2-16。

超低屈服点钢，其成分是在近似纯铁的基础上加钛和硅和锰而成。

低屈强比钢与传统的调质焊接高强度钢相比，冶炼与轧制工艺基本相同，区别在于热处理制度。传统调质钢是采用



表 6.2-15 工程机械用焊接高强度钢钢号举例

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%											钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度/℃	规定值 ≥		
ASTM A514（14个成分级别，只举2个）	A514Q	0.14～0.21	0.15～0.35	0.95～1.30	0.035	0.040	1.00～1.50	1.20～1.50	0.40～0.60	0.03～0.08			≤63.5 >635～152	690 620	760～895 690～895	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率等	调质
	A514B	0.12～0.21	0.20～0.35	0.70～1.00	0.035	0.040	0.40～0.65		0.15～0.25	0.03～0.08	0.01～0.03	B0.000 5～0.005	≤32	690	760～895	夏比V形	J		协议	冷弯、伸长率等	调质
日本新日铁（只举部分钢号，表中各钢号可用于容器，管道，桥梁等）	WEL-TEN 60RC	≤0.18	0.15～0.55	0.90～1.50	0.030	0.030						V+Nb≤0.15	6～20	450	590～705	夏比V形	J	-5	47	冷弯、伸长率等	热轧、控轧
	WEL-TEN 60	≤0.16	0.15～0.55	0.90～1.50	0.030	0.030	≤0.30	≤0.60	≤0.30	≤0.10			6～50	450	590～705	夏比V形	J	-10	47	冷弯、伸长率等	调质
	WEL-TEN 70	≤0.16	0.15～0.35	0.60～1.20	0.030	0.030	≤0.60	0.30～1.00	≤0.40			V+Nb≤0.15 Cu≤0.5 B≤0.006	6～50 >50～75	615 600	690～835 665～815	夏比V形	J	-20	39	冷弯，伸长率等	调质
	WEL-TEN 70C	≤0.16	0.15～0.35	0.60～1.30	0.030	0.030	≤0.80		≤0.40			V+Nb≤0.15 Cu≤0.5 B≤0.006	6～50	615	685～835	夏比V形	J	-20	39	冷弯、伸长率等	调质
	WEL-TEN 80	≤0.16	0.15～0.35	0.60～1.20	0.030	0.030	0.40～0.80	0.40～1.50	0.30～0.60	≤0.10		Cu0.15～0.50 B≤0.006	6～50 >50～100	685 665	785～930 765～910	夏比V形	J	-20	35	冷弯、伸长率等	调质
	WEL-TEN 80C	≤0.16	0.15～0.35	0.60～1.20	0.030	0.030	0.60～1.20		0.30～0.60			Cu0.15～0.50 B≤0.006	6～40	685	785～930	夏比V形	J	-20	35	冷弯、伸长率等	调质
	WEL-TEN 100N	≤0.18	0.15～0.35	0.60～1.20	0.030	0.030	0.40～0.80	0.70～1.50	0.30～0.60	≤0.10		Cu0.15～0.50	6～32	880	950～1 125	夏比V形	J	-25	27	冷弯，伸长率等	调质
德国DIN（表中各钢号可用作容器、锅炉、桥梁等）	STE460 FG47（L8905）（FG47W、FG47T或分与FG47基本同，性能未列）	≤0.2	0.10～0.50	1.20～1.70	0.035	0.035		0.40～0.70		0.10～0.13		N≤0.02	≤16 >16～35 >35～50 >50～60 >60～70 >70～85 >85～100 >100～125 >125～150	460 450 440 430 420 410 400 390 385	560 550 550 550 550 550 540 530 520	夏比V形	J	-20	35	冷弯，伸长率等	正火或加回火
	STE690（L9279）N-A-XTRA 56	≤0.20	0.40～0.80	0.70～1.20	0.025	0.025	0.50～1.00		0.20～0.60			Zr0.04～0.12	≤50	550	670～820	夏比V形	J	-40	40	冷弯，断口，落锤，高温强度，横向冲击，-50℃	调质



续表 6.2-15

标准	钢号	化学成分（质量分数）/%										其他	钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		冲击吸收功				其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P ≤	S ≤	Cr	Ni	Mo	V	Ti			σ_s ≥	σ_b	试样种类	单位	温度/℃	规定值 ≥		
德国 DIN（表中各钢号可用作容器、锅炉、桥梁等）	N-A-XTRA 63												≤50	630	740～890	夏比V形	J	-40	40	-20℃冲击，伸长率等	
	N-A-XTRA 70												≤50	690	790～940	夏比V形	J	-40	40		
	STF885（1.8925）	≤0.18	≤0.45	≤1.00	0.035	0.035	≤0.80	≤1.40	0.20～0.60	≤0.10			≤35	885	960～1 130	夏比V形	J	-40	40	冷弯、伸长率等	调质
武钢	HG60	≤0.16	0.15～0.40	≤1.70	0.030	0.025				0.03～0.08	0.02～0.06	加 RE	≤25	450	570～705	夏比V形	J	-10	47	冷弯，伸长率等	控轧
	14MnMo	≤0.16	0.20～0.50	1.20～1.60	0.040	0.040			0.40～0.60				12～50	490	590～735	夏比V形	J	-40	27	冷弯，伸长率等	调质
重钢	15MnMoVN RE	≤0.18	≤0.60	≤1.70	0.035	0.030			0.35～0.60	0.03～0.08		N0.02～0.03 RE0.10～0.20	8～42	685	785	夏比V形	J	-40	21	冷弯，伸长率等	调质
鞍钢 Q/ASB87-92	HQ60A	0.09～0.16	0.15～0.50	1.10～1.60	0.030	0.030	≤0.30	0.30～0.60	0.08～0.20	0.03～0.08			4～40 >40～50	450 440	590 570	夏比V形	J	-10	47	冷弯，伸长率等	调质，正火+回火
	HQ60B	0.12～0.18	0.15～0.40	1.20～1.70	0.030	0.030		0.70～1.00		0.03～0.08	0.02～0.04		8～16	450	590	夏比V形	J	-10	47	冷弯，伸长率等	正火+回火
	HQ70A	0.09～0.16	0.15～0.40	0.60～1.20	0.030	0.030	0.30～0.60	0.30～1.00	0.20～0.40			V+Nb≤0.15 Cu0.15～0.50 B0.000 5～0.003	18～50	590	685	夏比V形	J	-20	39	冷弯，伸长率等	调质
	HQ70B	0.11～0.18	0.15～0.40	0.80～1.20	0.030	0.030	0.40～0.80	0.70～1.20	0.20～0.40			同上	4～18	590	685	夏比V形	J	-20	39	冷弯，伸长率等	调质
	HQ80C	0.10～0.16	0.15～0.35	0.60～1.20	0.030	0.025	0.60～1.20		0.03～0.08	0.03～0.08		Cu0.15～0.50 B0.000 6～0.005	20～50	685	785	夏比V形	J	-20	47	冷弯，伸长率等	调质
	HQ100	0.10～0.18	0.15～0.35	0.80～1.40	0.030	0.030	0.40～0.80	0.70～1.50	0.30～0.60	0.03～0.08		Cu0.15～0.50	8～50	880	950	夏比V形	J	-25	27	冷弯，伸长率等	调质
宝钢	BHW60A	0.10～0.13	0.35～0.45	1.35～1.45	0.025	0.008				0.035～0.055	0.030～0.045		25～32	450	588～705	夏比V形	J	-40	30	冷弯，伸长率等	控轧

表 6.2-16 日本低屈强比钢典型成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Cu	B	Nb	Al_s	屈强比 $\frac{\sigma_s}{\sigma_b}$/%
HT50	0.12	0.23	1.30	0.007	0.002							0.006		<80
HT60E	0.14	0.32	1.39	0.008	0.001	0.12	0.38	0.18	0.05				0.036	<80
HT60D	0.15	0.34	1.41	0.011	0.002				0.06				0.03	<80
HT80A	0.12	0.25	0.86	0.009	0.002	0.74	0.09	0.38	0.04	0.17	0.000 6			<85
HT80B	0.14	0.25	0.99	0.016	0.003	0.59	0.06	0.43	0.05	0.16	0.001 4			<85

Q—T 热处理工艺，淬火时得到马氏体，回火后得到回火索氏体；而低屈强比钢的热处理工艺，以住友金属生产 HT60 级钢为例，是采用了轧后加速冷却 DAC（DAC—T）或两相区淬火法（Q—Q′—T），前一方法是在轧后加速冷却（DAC），然后回火（T）；后一种方法是离线再加热后在奥氏体温度淬火（Q），再重加热至 $\gamma+\alpha$ 两相区淬火（Q′），然后回火。这两种方法最终都可获得软的铁素体和回火索氏体的混合组织，所以在具有较高强度时又可获得较低的屈强比。新日铁生产这类钢时，采用 DL—T 法（在 DL—在轧制过程中，温度降至 A_{r3} 以下时进行水冷；T—回火）或 DQ—L—T 法（DQ—轧后在奥氏体区直接进行淬火；L—将钢板加热至 $A_{c1}\sim A_{c3}$ 之间的两相区进行水冷处理；T－回火），这两种方法也可获得软的铁素体和回火索氏体混合组织。

为防火需要，日本近年又开发成功一种称之 FR 的耐火高强度焊接高强度钢，钢中加入钼，钒，铌，钛等元素。这类钢除具有其他焊接高强度钢的优点外，还具有较好的耐火性能，适于抗火灾使用。

4.8 油气输送管线用钢

随着石油和天然气工业的飞速发展，自 20 世纪 60 年代后期以来，大口径、厚壁和高强韧性管线钢的需要量日益增加。例如美国阿拉斯加 1982 年投入使用的天然气输送管线，耗用钢材达 150 万吨以上，长度为 1 325 km，采用了直径为 1 067 mm，厚度为 15 mm 的 X70 管线。油气输送管线一般承受较大的静、动载荷，并承受油气流的冲刷和腐蚀，寒冷地区的管线还要考虑低温对钢材影响，油气管线产生应力腐蚀开裂（HIC 氢致开裂和 SSC 硫化物应力腐蚀开裂）的危险性特别大；再者，管线的最后拼装环焊一般均在野外外进行，故应考虑极地或寒冷季节低温环境对焊接质量的影响，由于上述原因，管线钢除要求较高强度外，特别要求高的塑韧性，低的韧脆性转变温度及良好的焊接性能，并特别要求具有优良的抗氢致开裂和硫化物应力腐蚀开裂性能，管线钢是性能要求极严的特殊质量级钢类之一。

许多国家都制定了管线钢专用标准，例如我国的 GB 9711，美国的 ASTM A134，A139，A221，A252，A381 等，前苏联的 ГОСТ 20297，日本 JIS G3444，JIS G3457，德国 DIN 17172，国际标准 ISO 2604/Ⅵ等，但国际上各国都执行美国石油协会的 API 5L，API 5LX，API 5LU 标准，油气输送管线采用板材焊接而成，目前长输管线直径一般在 760～1 067 mm，最大直径为 1 625 mm，壁厚一般在 8～19 mm，也有厚达 25.4 mm 的。

按美国石油协会的 API 标准，国际上广泛采用的焊接高强度钢的强度级别为 X42～X70 各级钢，它相当于我国 GB/T 9711 中的 S290～S480 各级管线钢（见表6.2-17）。另外，国

表 6.2-17 我国及美国 API 标准成分及性能

标 准	钢种	化学成分（质量分数）/%								力学性能（≥）		
		C ≤	Si ≤	Mn ≤	P ≤	S ≤	Nb ≥	V ≥	Ti ≥	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%
GB/T 9711—1999	S290	0.22	0.35	0.65～1.25	0.04	0.035				290	415	$\delta_{50}=1\,954.94\times\frac{A^{0.2}}{\sigma_b^{0.2}}$①
	S315	0.22	0.35	0.75～1.35	0.04	0.035				315	415	
	S360	0.22	0.35	0.75～1.35	0.04	0.035				360	455	
	S385	0.20	0.40	0.75～1.35	0.04	0.035	0.005	0.02	0.005	385	490	
	S415	0.20	0.40	0.75～1.35	0.04	0.035	0.005	0.02	0.005	415	515	
	S450	0.20	0.40	0.8～1.4	0.04	0.035	0.005	0.02		450	530	
	S480	0.20	0.40	1.0～1.6	0.04	0.035				480	565	
API 5L	X42	0.28	1.25	0.04	0.05					289	413	$e=1\,942.57\times\frac{A^{0.2}}{\sigma_b^{0.2}}$①
	X46	0.30	1.35	0.04	0.05					317	434	
	X52	0.30	1.35	0.04	0.05					358	455	
	X56	0.26	1.35	0.04	0.05	0.005	0.02	0.03		386	489	
	X60	0.26	1.35	0.04	0.05	0.005	0.02	0.03		413	517	
	X65	0.26	1.40	0.04	0.05	0.005	0.02	0.03		448	530	
	X70	0.23	1.60	0.04	0.05					482	565	

① δ_{50}、e 为伸长率最小值；A 为拉伸试样横截面积，mm^2；σ_b 为规定的母材抗拉强度最小值，MPa。



外已开发出 X80 ~ X100 级管线钢。我国管线钢开发较晚，武钢在 80 年代开发成功 X42 ~ X65 级管线钢，宝钢在近年已生产 X60，X65 级管线钢，并试制了 X70 级管线钢。X42 以上级别的管线钢均属于低合金焊接高强度钢，其中 X42，X46，X52 为低 C-Mn 钢；X56，X60，X65 为低 C-Mn-V-Nb-（Ti）钢；X70 多为低 C-Mn-V-Nb 或低 C-Mn-Mo-Nb-（Ti）钢；X80 为低 C-Mn-Mo-V-Nb 钢。但由于各国原料条件和轧制工艺及使用条件的不同，也有其他合金系列的管线钢，例如管线钢中加入铜，有利于提高抗应力腐蚀开裂性能，所以有的钢种加入少量铜。总之，不同生产厂生产的同一级别的管线钢，合金成分并不完全相同。为保证管线钢获得较高韧性和良好焊接性能及提高防止应力腐蚀开裂能力，自 70 年代以来，管线钢碳含量均呈逐年下降的趋势，且随着强度级别的提高而碳含量下降，见图 6.2-18。另外，先进国家生产的管线钢，特别是 X60 级以上的管线钢，均是高洁净钢，例如钢中（以质量分数计）硫降至 ≤0.010%，甚至 0.002% 以下，氧小于 20×10^{-6}，氢小于 2×10^{-6}，其他有害元素也尽力降低，夹杂物大为减少，对不能排除的夹杂物，也要加入稀土或钙等使之球化。

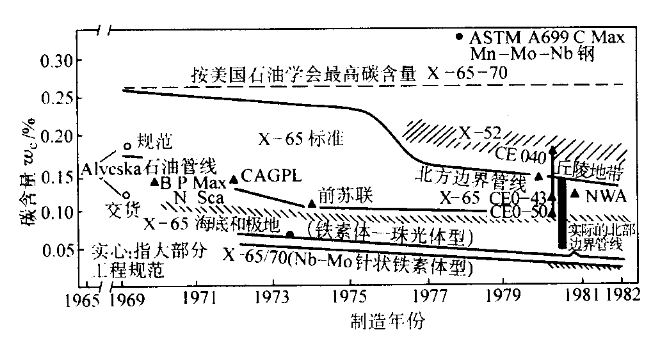


图 6.2-18 大直径管线钢碳含量的逐步降低

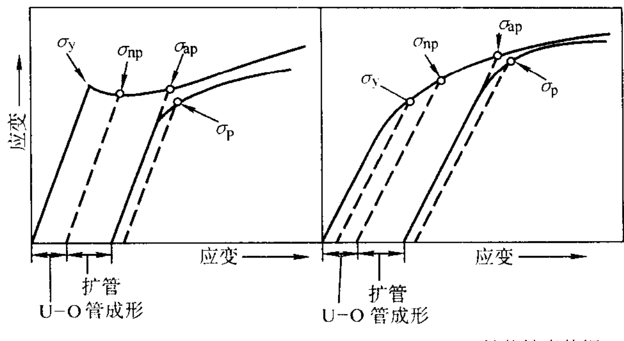


图 6.2-19 屈服行为示意图

σ_y—钢板的屈服强度；σ_{np}—未扩孔的钢管的真实屈服强度；σ_{ap}—扩孔钢管的真实屈服强度；σ_p—扩孔钢管的屈服强度（展平的拉伸试样）；鲍辛格效应引起的屈服强度损失 = $\sigma_{ap} = \sigma_p$

管线钢由于碳含量低，低强度级别的 C-Mn 钢组织为铁素体加少量细珠光体；中高强度级别的 C-Mn-V-Nb 钢为铁素体加少量低碳贝氏体；高强度级别的 C-Mn-Mo-Nb-（V）钢多为针状铁素体或铁素体与针状铁素体加少量低碳贝氏体的混合组织。

高强韧性管线钢的生产集中体现了 70 年代以来焊接高强度钢生产方面的新技术，这种钢虽可采用氧气转炉、电弧炉进行冶炼，但一般均采取冶炼前的铁水预处理脱磷，硫，钢包喷粉，钢包吹氩，钢包真空脱气，保护浇注等精炼措施，以获得高洁净的钢质。管线钢可模铸或连铸，由于连铸比模铸成材率高、成分偏析轻等原因，所以国外多采用连铸。连铸时为减轻成分偏析和防止二次氧化，需采用电磁搅拌和氩气保护浇注；为球化夹杂物，采用结晶器喂稀土丝或钙丝等措施。

管线用钢板厚度均在 25.4 mm 以下，这种厚度的钢板特别适用于采用控轧控冷工艺生产。目前，一般 X56 级以上强度较高的管线钢，多采用控轧控冷工艺生产。由于 Nb，V，Mo 等元素对形变奥氏体再结晶具有较大的阻止比率，并能显著提高奥氏体再结晶温度，且有较强沉淀强化作用和晶粒细化作用，所以这类钢多利用它们进行合金化。管线钢由于采用了微合金化和控轧控冷工艺，其强度主要依靠晶粒细化、沉淀强化、位错及亚晶界强化和组织强化而取得，这就为降低碳含量并提高韧性和改善焊接性能等创造了条件，所以高强度管线钢碳含量呈现了逐年降低的趋势。除控轧控冷工艺外，强度级别较低的 X42 ~ X60 级管线钢，也可采用高温轧制后再加热正火的工艺进行生产，这适于轧制力较小的轧机。

根据，“HSLA 钢 83 国际会议论文”和其他文献，典型管线钢的化学成分和性能见表 6.2-18。

表 6.2-18 各国管线钢实际成分和性能举例

生产厂或研制者	钢号	化学成分（质量分数）/%												钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		A_{KV}/J			其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	方向	温度/℃	实际值		
武钢	X60	0.05 ~ 0.11	0.20 ~ 0.24	1.08 ~ 1.25	0.014 ~ 0.020	0.004 ~ 0.014					0.028 ~ 0.030		加 RE	6 ~ 12	441 ~ 480	539 ~ 598	横	~40	39 ~ 108	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
英国哈特尔普尔中板厂	X60	0.07 ~ 0.11	0.25 ~ 0.35	1.15 ~ 1.30	≤0.025	≤0.020					0.02 ~ 0.04			12.7	≥434		横	0	≥45	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
英国哈特尔普尔中板厂	X60	0.16 ~ 0.18	0.20 ~ 0.30	1.35 ~ 1.45	≤0.040	≤0.030				0.04 ~ 0.06	0.05 ~ 0.07		Al0.02 ~ 0.05	12.7	≥434		横	0	≥45	冷弯，DWTT、伸长率等	正火
武钢	X65	0.07 ~ 0.10	0.20 ~ 0.26	1.20 ~ 1.28	0.010 ~ 0.022	0.004 ~ 0.014					0.03 ~ 0.04		加 RE	6 ~ 12	510 ~ 549	579 ~ 628	横	-40	49 ~ 118	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
新日铁	X65	0.03	0.19	0.82	0.005	0.001					0.04		B0.001 Ni，Ti，Cu	16	482	576	横	-20	397	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷

续表 6.2-18

生产厂或研制者	钢号	化学成分（质量分数）/%												钢材厚度或直径/mm	强度/MPa		A_{KV}/J			其他性能	交货状态
		C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	Nb	Ti	其他		σ_s ≥	σ_b	方向	温度/℃	实际值		
日本钢管	X65	0.03	0.20	1.60	0.004	0.001					0.045		Cu, Ni, Co	25	500	594	横	-20	383	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
新日铁名古屋厂	X65	0.11 ~ 0.12	0.19 ~ 0.20	1.30 ~ 1.39	0.010 ~ 0.012	0.002 ~ 0.004					0.039 ~ 0.041		Cu0.26 ~ 0.29	20							控轧控冷
日本钢管	X70	0.03	0.25	1.91	0.008	0.001					0.048		Ti, B, Ca	25	546	631	横	-20	354	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
新日铁	X70	0.02	0.13	1.89	0.02	0.002					0.048	0.016	B0.001	20	520	630	横	-20	202	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
美国德克萨斯钢厂	X70	0.12	0.22	1.35	0.009	0.004	0.08	0.04	0.32		0.049		Cu0.10	19		597				冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
美国克莱麦克钢公司	X70 X80	0.08 0.08	0.16 0.10	1.51 1.65	0.011 0.010	0.004 0.006			0.16 0.30	 0.08	0.04 0.055	0.022 0.015		19 19	550 577	630 696	横 横	-20 -20	112 97	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷 控轧控冷
日本钢管	X80	0.04	0.14	2.00	0.017	0.001					0.054		Mo，Ti，B，Ca	19	641	736	横	-20	186	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
新日铁	X80	0.018	0.16	2.01	0.019	0.003		0.32	0.30		0.052	0.018	B0.001	20	591	716	横	-20	176	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
日本川崎	X80	0.07	0.34	1.50	0.017	0.001							Nb，V，Ti	14.6	580 ~ 640	714 ~ 756	横	-20	280	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
巴西科西伯公司	X80	0.10		1.50				0.20	0.34	0.066	0.026		BiP，S未出								控轧控冷
美国碳化物公司	X90	0.06	0.26	1.90	0.010	0.003			0.10	0.30				20	698	802	横	-64	40	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷
新日铁	X100	0.05	0.26	1.74	0.014	0.001		0.46		0.04	0.038		Cu0.26	20	712	812	横	-20	296	冷弯，DWTT，伸长率等	控轧控冷

长距离大口径输油气管线钢管多采用 UOE 方法制造。用形型或 O 形方法生产的管子是不够圆的，必须用液压或机械方法进行扩管，这相当于产生 0.5% ~ 1.5%变形的冷加工。由通常的铁素体-珠光体钢和针状铁素体钢（如 Mn-Mo-Nb 钢）生产的钢板，一般具有明显不同的应力-应变行为，如图 6.2-19 所示。铁素体-珠光体类型的钢具有不连续的屈服行为，由这样的钢板进行纵向焊接的管道，在成形和扩管时，其屈服强度因冷加工变形只稍有增加，此强度增值通常比测试前由于展平钢管而引起的鲍辛格效应所产生的强度损失要小，故这类钢板的屈服强度必须高于钢管规范要求的强度，如图 6.2-20 所示。例如，为了生产壁厚为 12 mm 的管子，以 X65 为例，管子规范屈服强度为 448 MPa，必须用屈服强度至少为 469 MPa 的钢板制造。相反，具有高比例针状铁素体晶粒组织的管线钢板，呈连续的应力-应变曲线，如图 6.2-19（b）所示，在纵向焊接管道和扩管时，屈服强度显著增加，鲍辛格效应较小，这将造成钢管的最终强度比用来制作钢管的钢板高一些（见图 6.2-20），这意味着可用屈服强度稍低的钢板来制造规范强度稍高的钢管，例如，可用屈服强度为 469 MPa 的钢板制造 X70 钢管。用螺旋焊接方法制造的钢管，则与上述情况有所不同，由于螺旋焊接管通常采用卷板钢带，如果控制卷板工艺，热轧钢带就有机会产生显著的沉淀强化，钢带具有更高的屈服强度，无论是铁素体-珠光体钢还是针状铁素体钢，当应变小于 2% 时，其应力-应变行为表现为很少或没有加工硬化现象。由于这种特性，开卷展平钢带的屈服强度与由这种管道上所取的展平试样的屈服强度大致相同，这意味着钢管的规范强度与钢带的



强度相一致。例如，X70 螺旋焊管板带的屈服强度必须大于 480 MPa。

由于不同组织类型的钢板具有不同的应力-应变特性和钢管的不同制作方法，在设计和生产管线用钢时，就应考虑这些因素对钢板和卷板性能的影响和要求，以便生产出相应合格的钢板，满足管线钢管制造和使用的需要。

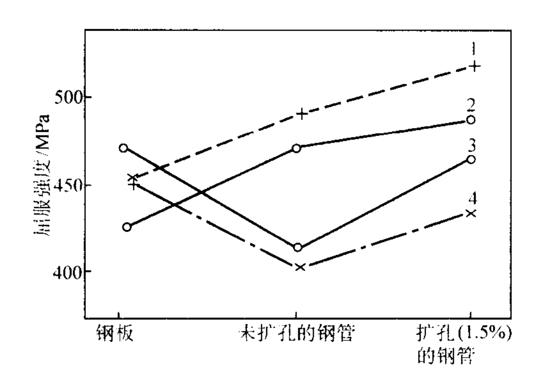


图 6.2-20　钢管制造对屈服强度的影响

1—针状铁素体钢（Mo-低 C），厚 18 mm；
2—针状铁素体钢（Mo-低 C），厚 30 mm；
3—加 Ni、V 的弥散型钢，厚 18 mm；
4—含 Ni 弥散型钢，厚 18 mm

4.9　车辆用钢

高强度焊接结构钢被广泛应用于各种车辆，其应用范围主要包括：卡车、拖车的底盘和纵横梁，铁路车辆车箱板、贮箱、汽车的电动机底座、发动机导轨、支撑托架、控制杆、门梁、保险杠以及车轮的轮圈和轮网等。近年的统计说明，汽车上使用薄板已超过车辆总重量的 60%，在薄板中高强度钢的比例约占 16%。汽车自重小，保证安全和降低成本是焊接高强度钢在汽车结构上应用的主要推动力。对车辆用钢的性能和质量要求是比较严格的，不仅要求合适的强度，对冷成形的适应性和冷成形硬化能力，还要求对城市大气、车辆废气和废油的耐蚀能力，更重要的是在受到冲击、反复载荷的极端条件下能保持正常状态。另一方面，高强度钢板的高回弹、电阻点焊的特性以及防腐的要求，使焊接高强度钢的应用受到一定限制。

各种强度级别的车辆用钢在成本和允许用量减少的比较见表 6.2-19。车辆用焊接高强度钢分为热轧高强度钢、冷轧高强度钢、双相钢和超高强度车辆用钢几类。

表 6.2-19　各种车辆用钢成本和用量比较

钢　种	屈服强度/MPa	强度比较	成本比较	重量减少比较/%
普通碳素钢	210	1.00	1.00	—
优质结构钢	280	1.33	1.04	25
焊接高强度钢	280	1.33	1.09	25
优质结构钢	350	1.67	1.04	40
焊接高强度钢	350	1.67	1.11	40
优质结构钢	420	2.00	1.11	50
焊接高强度钢	420	2.00	1.20	50

70 年代初，车辆用钢以晶粒细化和沉淀硬化为主要强韧化手段，通过加磷和铌的微合金化，生产 345 ~ 552 MPa 级别的热轧高强度钢，在相等强度水平下，这类钢具有成本低、冲压性能好的优点。70 年代后期，美国内陆钢厂开始生产冷轧-连续退火状态使用的高强度钢，或变态位错亚结构强化-淬火回火的高强度钢，获得 276 ~ 552 MPa 级别的车辆用钢，这类钢中添加铌，钒，钛微合金元素，并以锆或稀土进行硫化物夹杂形态处理，其缺点是适用厚度范围有限。同时期，日本各钢厂领先开发了所谓双相钢，在 $(\alpha+\gamma)$ 临界范围退火，然后快速冷却，钢具有细晶粒铁素体上弥散高碳马氏体的组织，高应变强化能力是其主要特征。此后又开发了属于超高强度钢范围的车辆用钢，在汽车上应用的常见强度水平为 689 MPa，827 MPa，965 MPa，目前由于其较低的延性，应用范围受到一定限制。

各级强度的车辆用钢的实际推广使用时间如下。

1972 年 发动机装置。

1974 年 保险杠加强板（345 MPa 级）；门框横梁。

1976 年 保险杠面梁（345 MPa）；门框横梁（965 MPa 级）；面板（275 MPa 级）。

1978 年 车体结构件（275 MPa 级）；车轮，悬臂杆（550 MPa 级）；汽车大梁（345 MPa 级）。

1980 年 加强设计结构（550 MPa 级）。

1984 年 机动车辆广泛应用（415 ~ 965 MPa 级）。

汽车冲压件以外的焊接结构件，铁路车辆焊接结构件，可采用本章所述的一般焊接结构钢。为提高耐大气腐蚀能力，近年各国正在推广抗大气腐蚀用钢。自行车用钢是指车架和链条用钢，我国以前主要采用 12Mn，16Mn，19Mn 等热轧或冷轧带钢 YB/T 5067、YB/T 5068，也可采用等强度级别的其他钢种。最近，国内有些钢厂为满足自行车减重和提高耐腐蚀能力的要求，已在开发新型自行车用钢种，例如鞍钢开发了含钛自行车用钢等。

编写：张永权（钢铁研究总院）
刘清友（钢铁研究总院）
孙新军（钢铁研究总院）

第3章 低合金冲压钢

1 概述

低合金高强度冲压钢是指具有较高的强度、塑性，同时又具有良好的冷成形性能的一类低合金高强度钢品种，其中应用最多的是汽车用高强度冲压钢。

我国2003年的汽车产量超过400万辆，2004年产量达到500万辆，初步形成了一汽、上汽等产量超过100万辆的大型汽车产业集团，汽车工业已经是我国国民经济的支柱产业之一。汽车是钢铁工业的重要用户，钢铁工业生产的板、带产品，特别是薄钢板一直随着汽车工业的发展而发展。几乎所有新的薄板品种的生产和新技术的采用都是使汽车工业受益，同样，汽车工业对钢板质量、品种的不断追求也推动了冶金工业生产技术的进步。

20世纪60年代末出现的能源危机使高速发展的汽车工业不得不面对能源短缺的现实。为节能、降耗、提高汽车行驶的安全性，汽车开始向轻量化发展，汽车工业越来越多地使用高强度钢板。近40年来高强度冲压钢板的研制、开发和应用一直是冶金工业和汽车工业研发的热点。

据统计，汽车自重每减少1%，可节油0.3%～0.5%。汽车减重1 kg，每百加仑汽油可多行驶2.8 km。1993年起美国启动了由商业部、国防部、能源部、环保署、航天局、自然科学基金会、运输部、副总统办公室组织的“新一代汽车伙伴计划”，目标是开发一批新型轿车，在其他性能与价格基本不变的条件下，燃料效率为1994年可比标准轿车的3倍（百公里油耗由9 L降至3 L）。20世纪末开始，国际上30余家大型钢铁公司联合开展了超轻车体计划（ULSAB），研究重点目标也是开发新型高强度冲压用钢，实现高强度钢和超高强度钢在车身上的应用比例达到90%以上，以期实现百公里耗油3 L的目标。

迄今为止，基于各种强化机制开发出的高强度冲压钢板已构成了系列产品，高强度钢的使用比重也逐年增加，如图6.3-1所示。在超轻车体计划项目开发中，各种高强度钢的应用更是十分可观，如图6.3-2所示。

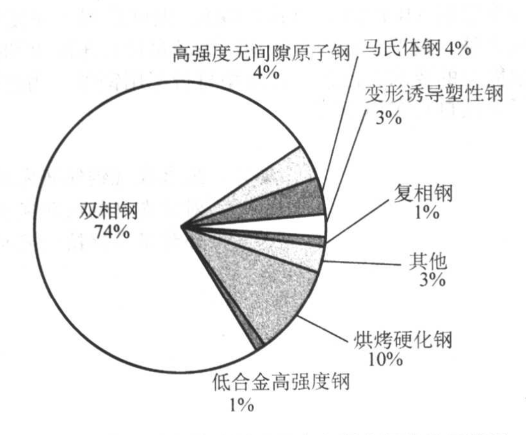


图6.3-1 超轻车体计划项目中高强度钢的使用情况

汽车用高强度钢板可分为两大类，一类是高强度热轧板，主要应用于汽车结构件，例如大梁、车轮、桥壳等。这类钢要求强度高，韧性好，耐疲劳，同时具备良好的冲压成形性即弯曲性能和翻边性能。另一类钢是倍受汽车工业瞩目的高强度冷轧钢板，这类钢板除要求强度高外，更为重要的是具有良好的深冲性能。

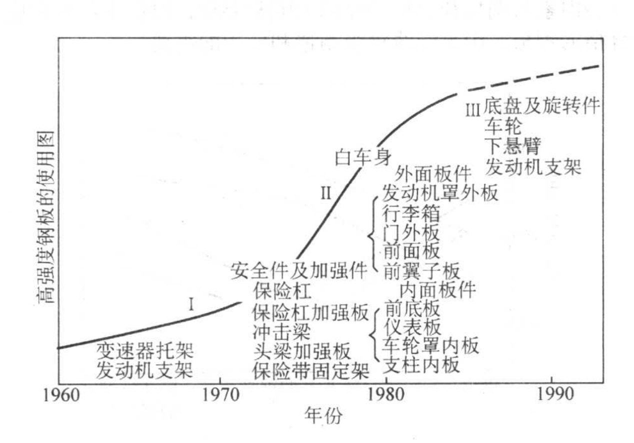


图6.3-2 汽车用高强度钢的应用历史和发展趋势

2 板成形概念

冲压件所要求的形状都是通过金属的塑性变形来完成的，这种变形不外乎是伸长、压缩、弯曲和扭转中的一种或者是几种变形方式的组合。在冲压工艺中，将这些最基本的成形方式分为4大类，即胀形成形（也称扩展成形）、深拉成形、扩孔（翻边）成形和弯曲成形。薄钢板各种成形方式的能力称为薄板成形性能，各种成形性能参数称为成形参数。薄钢板的冲压成形是基于材料的塑性变形来完成的，而拉伸试验是评价钢材强度、塑性最基本的试验方法之一。因此，可通过拉伸试验开发一些用来评价钢板成形性能的参数。此外，由于冲压过程的应力、应变状态千变万化，很难用几个简单成形参数加以评价。目前，多种成形参数是用模拟试验测得的。

2.1 延展性参数

2.1.1 屈服伸长率 σ_s 和屈强比 σ_s/σ_b

冲压用薄钢板要求无明显的物理屈服点，否则在浅拉延时钢板表面会出现“滑移线”而影响美观。同时要求 σ_s/σ_b 越低越好。深冲钢板希望 $\sigma_s/\sigma_b \leqslant 0.6$，否则会因为屈强比太高产生回弹，影响冲压形状。

2.1.2 最大均匀应变 ε_u 和断裂总应变 ε_T

较高的最大均匀应变和断裂总应变是钢板具有良好成形性能的基本保证。现已发现，材料的化学成分、组织、夹杂物数量和形态等对材料的塑性均有较大的影响。GLADMAN等对均匀应变和断裂总应变与材料的成分（本章未标明者均为质量分数）、组织间关系进行了定量分析和回归，得到如下关系：

$$\varepsilon_u = 0.27 - 0.016(\%\text{珠光体}) - 0.025(\%\text{Mn}) - 0.044(\%\text{Si}) - 0.039(\%\text{Sn}) - 1.2(\%\text{N 自由})$$

$$\varepsilon_T = 1.3 - 0.02(\%\text{珠光体}) + 0.3(\%\text{Mn}) + 0.2(\%\text{Si}) - 3.4(\%\text{S}) - 4.4(\%\text{P}) - 0.29(\%\text{Sn}) + 0.015d^{-1/2}$$

2.2 应变硬化指数 n 值和塑性应变比 r 值

这两个参数是评价深冲钢板成形性能的最重要的参数。我国已制定了 n、r 值测试标准GB/T 5028和GB/T 5027。

2.2.1 n 值

n 值是金属薄板在塑性变形过程中形变强化能力的反映，根据均匀塑性变形范围内应力－应变关系中幂指数式的



对数形式来确定应变硬化指数 n 值。

$$\sigma = K\varepsilon^n$$

$$n = \mathrm{d}\sigma/\mathrm{d}\varepsilon$$

n 值大小反映应力－应变曲线的陡峭程度，即材料的加工硬化程度，曲线越陡，n 值越大，表示在实际成形过程中钢板变形后的加工硬化率较高，因而变形大的区域比变形小的区域更难继续变形，其结果将变形转移到未变形或变形小的区域进行，这样可获得较大的总体变形，使材料具有良好的成形能力。n 值大小主要取决于钢的化学成分，洁净度和晶粒尺寸等因素，提高钢的洁净度和适当增加铁素体晶粒尺都有利于提高钢板的 n 值。MORISSION 曾研究了低碳钢板 n 值与铁素体晶粒尺寸间的关系并归纳如下式：

$$n = 5/(10 + d^{-1/2})$$

Gladman 等还研究了钢板的 n 值与材料成分之间的关系：

$$n = 385 + 57(\%\mathrm{Mn}) + 110(\%\mathrm{Si}) + 460(\%\mathrm{P}) + 150(\%\mathrm{Sn}) + 1\,510(\%\text{自由 } N) + 1.4(\%\text{珠光体}) + 15.4d^{-1/2}$$

2.2.2　r 值

r 值定义：将金属薄板试样单轴拉伸到产生均匀塑性变形时，试样标距内宽度方向的真应变与厚度方向的真应变之比值。

$$r = \varepsilon_b/\varepsilon_t = \ln(b_1/b_0)/\ln(t_1/t_0)$$

式中，b_1、b_0、t_1、t_0 分别为变形前、后试样的宽度和厚度。r 值大小反映深冲性能的好坏，r 值大表示厚度方向不易变形，在实际冲压过程中不易变薄而破裂，说明可以承受较大的冲压变形，即成形性能好。r 值与材料的晶体学取向织构有关，(111) 织构是提高 r 值的有利织构。

在 r 值的实际测量中，分别按平行钢板的轧制方向、垂直于钢板的轧制方向和与钢板的轧制方向呈 45°方向取样，进行各方向 r 值的测量。钢板的 r 值一般用平均 r 值表示，其数值为：

$$r = (r_{90} + r_0 + 2r_{45})/4$$

r 值反映的是薄板垂直方向的各项异性，而钢板平面的各项异性则由 Δr 表示。

$$\Delta r = (r_{90} + r_0)/2 - r_{45}$$

Δr 大小反映冲压时出现“凸耳”的大小，因此 Δr 也称凸耳参数，深冲钢板希望凸耳参数越小越好。

一般来说，钢板的 r 值与钢板铁素体晶粒度有十分密切的关系。钢板铁素体晶粒粗化将有利于提高钢板的 r 值，其关系如图 6.3-3 所示。

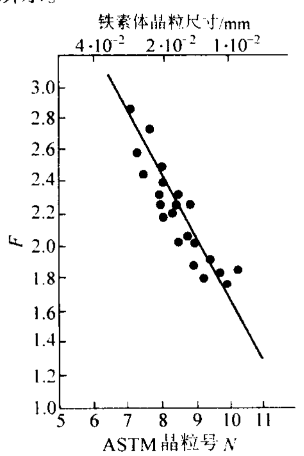


图 6.3-3　钢板铁素体晶粒尺寸与材料 r 值的关系

2.3　综合成形参数 F 值

现有的成形参数都不能全面地评价薄钢板的成形性能，为此，国内外研究者们便设想能否将对评价成形性能有贡献的主要参数都包括进去，组成一个函数式，依此来评价薄钢板的综合成形性能。前苏联科研人员提出了综合成形性参数的概念，其 F 值为：

$$F = -B_1\sigma_s + B_2\delta_{20} + B_3 r + B_4 n - B_5 A + B_6$$

其中，$B_1 \sim B_6$ 为回归系数，如表 6.3-1 所示。

表 6.3-1　F 值回归系数

钢板类别	B_1	B_2	B_3	B_4	B_5	B_6
热轧低碳钢	0.01	3.6	0.7	13	0.13	6.5
冷轧低碳钢	0.03	0.5	1.9	4.5	0.07	8.2

据前苏联统计，当 $F \geqslant 7$ 时，薄钢板的平均冲压废品率低于 2%；当 $F \leqslant 6$ 时，冲压废品率可高达 6%，因此 $F = 7$ 是深冲用钢的临界值。

2.4　由冲压模拟试验测定的成形参数

2.4.1　成形极限图

成形极限图（FLD—Formation Limitation Drawing）是一组不同宽度的钢板，经冲压在刚开始破裂时钢板主应变的分布图，FLD 能表示出薄钢板冲压成形时的安全区和危险区。FLD 目前已广泛应用于冲压零件的设计与选材。

2.4.2　锥杯值

锥杯值（CCV—Conical Cupping Value）是通过模拟“胀形＋拉深”复合成形试验，来测定的锥形冲杯底部破裂时的杯口平均直径。CCV 值较传统的杯突试验测得的 IE 值更能反映板材的胀形能力。

2.4.3　极限拉延比

极限拉延比（*LDR*—Limit Draw Ratio），冲压成形时，在一定的凸模作用下可以成形的深度越大，即可以冲制的坯料直径越大，则钢板的冲压成形性能越好，于是引出了极限拉延比概念。*LDR* 是可以冲制的坯料直径 D 与凸模直径 d 之比：

$$LDR = D/d$$

LDR 用来评价板材的冲压极限，是冲压选材及冲压工艺设计的有效参数。

除以上 3 个模拟成形参数外，还有评价薄板抗平面应变能力的极限拱高 *LDH*，有评价薄钢板抗凹陷能力的抗凹试验等多种模拟试验。

3　低合金冲压用高强度钢的分类

低合金冲压用高强度钢的分类方法很多，主要分类方法如下。

1）以生产工艺分类　主要按钢带轧制工艺的不同分为热轧高强度钢板和冷轧高强度钢板。

2）以应用构件分类　主要按材料制造构件的不同分为不同专用化钢种，例如汽车大梁用钢、滚型车轮用钢、桥壳用钢等。

3）以冲压级别分类　该分类方法主要应用于冷轧产品，重点以材料的冲压级别进行分类，例如 CQ、DQ、DDQ、EDDQ 和 SEDDQ 等。

4）以相组成分类　该方法主要以材料的组织结构类型变化进行分类，例如铁素体＋珠光体钢、铁素体＋马氏体双相钢、铁素体＋马氏体＋贝氏体复相钢和变形诱导塑性 TRIP 钢等。

5）以合金化方式分类　以材料的合金化方式不同主要分为 C－Mn 低合金钢，含磷高强度钢、铌微合金化钢、钒微合金化钢和钛微合金化钢、含铜钢等。

此外，还有按表面质量、涂层方式等多种分类方法。在

我国，热轧高强度钢板多以应用构件进行分类，冷轧钢板多以冲压级别进行分类。

4　合金元素在钢中的作用

4.1　钢中的相

4.1.1　热轧高强度钢

热轧高强度冲压用钢主要有铁素体＋珠光体、铁素体＋马氏体、铁素体＋贝氏体、铁素体＋马氏体＋贝氏体、铁素体＋残余奥氏体等几种相组成类型，材料的组织与性能之间的关系见表6.3-2。

表6.3-2　热轧高强度冲压用钢的组织与强度关系

强化机制		组织	添加元素	强度/MPa
固溶强化		F＋P	Si、Mn	≤540
沉淀强化		F＋P	Nb、V、Ti	400～640
组织强化	马氏体双相钢	F＋M	Si、Mn（P、Cr、Mo）	540～840
组织强化	贝氏体双相钢	F＋B	Si、Mn、Nb	440～780
组织强化	TRIP钢	F＋A′	C、Si、Mn	590～980

良好的强度与延性匹配是热轧高强度钢冲压成形性能的基本保证。图6.3-4显示了不同组织和强化机制钢板的强度和塑性的关系。总体来说，若提高强度，延性就会降低，这是金属材料的共同特性。由于汽车用高强度冲压钢板采用的强化机制不同，材料的强度和延性的匹配也有差别。利用微合金化元素进行沉淀强化的钢，由于分散在铁素体基体上的沉淀颗粒阻碍位错运动，使得强度提高，但延性也随之降低。在相变强化钢中，铁素体＋马氏体双相钢、铁素体＋贝氏体双相钢及铁素体＋马氏体＋贝氏体复相组织钢，除可获得较高的强度外，还具有优异的塑性，这类钢具有屈强比低，初始加工硬化率高及强度与延性的匹配优良等特点。此外，近年来相变诱导塑性（TRIP）钢发展较快，这类钢通过残余奥氏体的变形硬化使材料的强度更高，屈强比更低，成形性能更好。

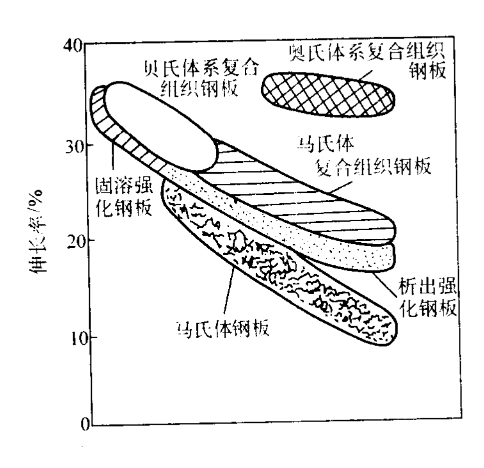


图6.3-4　不同强化类型钢板的强度与塑性的关系

4.1.2　冷轧高强度钢

目前，汽车用冷轧高强度钢大体上有5种类型：加磷高强度钢、高强度IF钢、高强度BH钢、双相钢和TRIP钢等。

用于冲压的高强度钢不仅要求具有良好的力学性能，而且还要求具有良好的成形性能。高强度钢在冲压时产生的主要破坏形式是断裂、扭曲、表面挠曲和回弹等。因此，要求高强度钢具有高的深冲性能、抗凹陷性能、良好的冲击韧性、高的弹性模量和抗疲劳性能。

冷轧高强度钢板主要用于车体内外板，板厚范围通常在0.5～1.2 mm，强度级别在340～1 470 MPa。主要包括：含磷铝镇静高强钢板、IF高强钢、双相钢、相变诱导塑性高强钢（TRIP钢）、烘烤硬化高强度钢板和汽车结构件用超高强度钢板等。其强化机制主要为固溶强化，沉淀强化和相变强化等。表6.3-3列出冷轧高强度钢板的强化机制，主要添加元素、强度级别和成形特性。

表6.3-3　冷轧高强度钢板的强化机制及钢板特性

强化机制	主要添加元素	强度级别 TS/MPa	冲压成形特性	
			一般特性	具体特性
固溶强化（低碳系）	Si－Mn，P	340～440	一般冲压用 一般加工用	拉胀成形性良好 有BH性
固溶强化（超低碳系）	P－Mn，P－Si Mn－P－Ti，Ti，Nb	340～590	深冲用	深冲性优良 有BH性
析出强化	Mn，Nb，Si－Mn－Nb	390～590	一般加工用	焊接性良好
固溶＋析出强化	Mn－Ti，Si－Mn－P－Nb，Cu，Ti	490～590	一般加工用	适于弯曲加工 高 r 值型
相变强化（马氏体系）（M＋B）	Mn－Si Mn－Si－P Mn， Si－Mn－Nb	390～1 470	低屈服比型	适于高拉胀加工 有BH性
相变强化（贝氏体系）	Mn－Cr	390～1 470	高扩孔率型 高延伸型	适于拉深成形
相变强化（残余奥氏体系）	Si－Mn	590～980	高残余奥氏体钢板（TRIP钢）	TRIP效果产生的高延伸、高强度钢板
析出＋相变强化	Mn－Si－Ti Mn－Si－Ti－Mo	780～1 470	超高强度钢板	高强度，加工性良好

一般来说，随钢板强度提高，冲压性能有所降低。利用细晶强化可提高钢板的强度，也可赋予钢板优良的强度－塑性配合，但这种方法获得的抗拉强度局限在500 MPa左右。沉淀强化的抗拉强度可达到800 MPa，但这种强化方法获得的强度与塑性的匹配稍差，钢板的屈强比较高。加工硬化可利用最经济的方法获得高强度，但材料的塑性较差。相变强化具有最好的强度－塑性配合，但相变强化得到的 r 值低。一般来说，r 值与塑性相似，随着高强度钢的抗拉强度的增加而降低。然而，在低碳钢中添加Ti、Nb并用P、Si、Mn等固溶强化生产的钢具有较高的 r 值。

4.2　合金元素对钢的组织和性能的影响

4.2.1　热轧高强度钢

铁素体＋珠光体钢的强度取决于C、Si、Mn的含量。随碳含量增加，珠光体体积分数增加，成形性能相对降低。在降低钢的碳含量的基础上来开发、生产高强度热轧冲压用钢一直是冶金工作者追求的目标。一般来说，较低强度要求的铁素体＋珠光体钢主要采用Si、Mn固溶强化机制进行生产，典型钢种为16MnL，强度为510 MPa，这种钢的强度最高可达到540 MPa。近年来，随着超细晶组织控制理论和技术的发展和进步，科技工作者开始尝试采用该成分系钢，通过低

温轧制、加速冷却和低温卷取工艺生产 590 MPa 冲压用钢。对低碳高强度钢来说，510 MPa 或以上级别的钢板采用 Nb、V、Ti 等微合金化元素单独或复合，通过晶粒细化和沉淀强化来提高低碳钢的强度、韧性和成形性能。通常铌含量（质量分数）为 0.015%～0.05%；在独立 Ti 微合金化时其含量（质量分数）一般为 0.05%～0.2%，复合添加时，钛含量一般控制在 0.005%～0.02%；钒含量（质量分数）一般控制在 0.05%～0.12%。这类钢的抗拉强度最高可达 780 MPa。热轧双相钢一般都含有较低的 C 和较高的合金元素，目的是保证良好的成形、焊接性能和为获得马氏体或贝氏体组织而使钢具有一定的淬透性。西欧和北美的热轧双相钢一般都含有 Mn、Si、Cr、Mo 等元素，这类钢合金元素较高，工艺性能好，操作容易，缺点是合金元素添加量较大，成本偏高。日本生产的双相钢多为 C－Mn 系、C－Si－Mn 系、C－Mn－Cr 系和Si－Mn－Cr 系，这类钢生产时卷取温度低，对工艺参数要求严格，成本较低。钢中加入 Si 可促进铁素体量增加，通过合金化设计，可使连续转变曲线上铁素体和贝氏体之间形成卷取窗口，从而有利于获得第二相马氏体或贝氏体组织形成。钢中加入 Cr、Mn、Mo 可使奥氏体稳定化，推迟珠光体转变，降低轧后冷却速度，有利于改善钢板的延性。

热轧 TRIP 钢一般为 C－Si－Mn 系，钢中的碳含量（质量分数）约0.2%左右，Si、Mn 含量较高，主要是通过该成分系控制来获得适量的残余奥氏体组织。由于硅含量高，钢板易出现红锈缺陷，较高的硅含量也不利于涂镀层钢板生产，因而，近年来国内外开展了大量低 Si－TRIP 钢开发研究工作。

4.2.2　冷轧高强度钢

（1）含磷高强度铝镇静钢

在低碳低锰钢中加 P 可改善冷轧退火钢板的深冲性能，提高强度。研究表明，磷含量提高不会对钢中其他主要元素，例如 C、Si、Mn 等提出苛刻要求。在含 P 钢中加入较高含量的 Si 不会恶化钢板的性能，例如加入质量分数为 1%的 Si 甚至可以获得更好的综合性能。研究证实，在低碳钢中每加入质量分数为 0.01%的 P，屈服强度提高 4～5 MPa。典型的高强度含 P－Al 镇静钢的化学成分（质量分数）为：C≤0.08%，Si≤0.03%，Mn≤0.55%，P≤0.12%，S≤0.03%，Als≤0.08%。通过调整磷、锰含量可以得到不同强度级别的高强度钢。

（2）高强度 IF 钢

高强度 IF 钢是一种将无间隙原子钢所具有的超深冲特点与 P、Si、Mn 等元素固溶强化机制相结合而开发的一种具有良好成形性能的高强度钢，其特点是在 IF 钢成分的基础上通过增加 P、Si、Mn 含量来提高钢板的强度，同时保持 IF 钢的深冲性能优点。

高强 IF 钢的成分特点是：①必须是超低碳、氮，即钢中的 C、N 含量（质量分数）应控制在 50×10^{-6} 以下，硫含量 w_S 应低于 0.01%；②通过添加强 C、N 化物形成元素 Nb、Ti，通过形成 Nb、Ti 的 C、N 化物来固定钢中的间隙原子以达到无间隙原子状态。对 380 MPa 以下强度级别的钢可单独添加 P，在基本不恶化钢的成形性能的基础上提高钢板的强度。对更高强度要求的高强度 IF 钢，可以通过两种或三种固溶强化元素加入来实现。表 6.3-4 是不同 P、Si、Mn 含量对钢力学性能的影响。

表 6.3-4　P、Si、Mn 含量对钢力学性能的影响

化学成分(质量分数)/%			力学性能				
Mn	Si	P	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	n	r
1.06	0.02	0.014	176	363	46	0.26	1.9
1.40	0.02	0.013	206	412	40	0.26	1.9
1.20	0.45	0.012	226	461	36	0.25	1.9
0.34	0.03	0.063	201	393	41		2.0

（3）高强度烘烤硬化钢（BH）

烘烤硬化是利用间隙元素，特别是固溶 C 的应变时效以提高钢板强度的一类冷轧高强度钢。近年来，随超低碳钢技术的发展，这类钢一般都以超低碳钢为基础，其成分特点为：①超低碳；②微合金化；③添加 P 固溶强化。在超低碳钢中固定 C、N 原子处理方式主要有 3 种，即 Ti 处理、Nb 处理和 Ti＋Nb 处理。在超低碳 BH 钢中利用 Nb 处理技术比较多，因为 NbC 在高温下易溶解，在随后的快速冷却工艺中利于保留一定数量的固溶 C，从而实现应变时效达到提高钢板 BH 值的目的。在超低碳 BH 钢中，Nb 的加入量一般按下式考虑：

$$\mathrm{Nb}(摩尔分数,\%)=(0.7\sim1.2)\mathrm{C}$$

P 的加入量可依据所需的强度级别而定，一般磷含量在 0.06%～0.12%之间，其他元素含量应控制在较低水平以保证钢质洁净，以此来保证钢板良好的成形性能。

（4）双相钢

化学成分是获得双相组织的技术关键，C、Si、Mn、Mo 等元素对钢双相组织的控制和钢板的强度、塑性等影响较大。另外，生产工艺控制对第二相组织的相组成、性质和数量有很大影响。冷轧双相钢主要采用连续退火方式进行生产，对热处理技术的要求比较严格。近年来，我国已开始大规模试制和应用冷轧双相钢并积累了很多经验和技术。

（5）TRIP 钢

TRIP（Transformation Induced Plasticity）钢是含有残余奥氏体的低碳、低合金高强度钢，主要合金元素为 C－Si－Mn，强度级别为 500～700 MPa，强度和塑性配合非常好，用于生产汽车的零部件。这类钢通常硅含量较高（达 1.5%），热轧后容易形成红锈等表面缺陷，影响产品质量，同时较高的硅含量也会给后续的镀锌工艺造成困难。为了降低硅含量而又不影响相变塑性钢的性能，各国都进行了以其他合金元素来替代硅的尝试，其中以铝代硅被证明是最有效的。近年来，国内外开展了大量的 Nb 对 TRIP 钢组织、性能影响方面的工作，发现 Nb 有利于残余奥氏体形成，可显著改善钢板的塑性。

5　生产工艺技术

5.1　热轧高强度钢生产工艺技术

5.1.1　钢质净化和夹杂物形态控制

钢中夹杂物是造成钢板冲压变形开裂的最主要原因之一，对钢的洁净度，特别是钢中夹杂物的数量、尺寸和性质进行有效控制是保证钢板成形性能的关键。钢中沿轧制方向排列的长条状 MnS 夹杂严重恶化钢板的横向冷弯性能，在冷变形时易于开裂。对于成形性能要求较高的热轧高强度钢板，例如滚型车轮用钢和桥壳用钢等，应尽量减少长条状 MnS 夹杂的数量。目前，热轧高强度冲压用钢一般均采用铁水预处理技术以尽可能降低钢中的硫含量。对一般冷弯性能要求的钢板，硫含量应控制在 0.015%以下，较高成形性能要求的钢，例如车轮和桥壳用钢等，硫含量一般控制在小于 0.01%，甚至 0.005%以下。

为使钢质洁净，热轧高强度钢还大量采用钢包喷粉等炉外精炼技术，使钢中磷、硫含量尽可能降低，同时对气体含量，特别是 N 含量等也进行合理控制。除此之外，还采用喂稀土丝、罐内喷吹 Si－Ca 或氧化钙等方法进行夹杂物变性处理，使 MnS 夹杂变成颗粒形状，改善钢的冷弯性能和延伸凸缘性能，提高钢板的冷成形性。

5.1.2　微合金化钢的轧制工艺

目前，我国大量采用低碳微合金钢进行高强度冲压用钢的开发和生产，已开发了从 390～590 MPa 各种强度级别的



高强度汽车大梁用钢、桥壳用钢、车轮用钢等。这些钢大多采用Nb微合金化技术，V微合金化技术、Ti微合金化技术或几种微合金化元素复合。

对微合金化钢普遍采用了控制轧制和控制冷却技术。这类钢主要是通过降低碳含量，减少珠光体体积分数以及消除普通C–Mn低合金钢的带状组织缺陷来提高钢板的成形性能。钢的强化以晶粒细化和沉淀强化为主，因此，在控制轧制和冷却工艺中对组织演变过程和沉淀相的有效控制十分关键。

在微合金化钢生产中加热温度的控制十分重要。一般要求加热温度比较高，目的是使铸坯上析出的微合金粒子重新溶解，使微合金元素充分固溶以便在后序轧制和冷却过程中更为合理的控制其固溶与析出状态。

Nb是抑制奥氏体再结晶最有效的元素之一，Nb微合金化钢生产也是充分利用了Nb元素的这一特点。对含Nb钢，通常将终轧温度控制在奥氏体未再结晶区，一般终轧温度设定在A_{r3}以上30～50℃，同时尽可能增加未再结晶区（T_{nr}以下）的累计变形量。未再结晶区变形使奥氏体晶粒拉长并产生大量的变形带，提高了奥氏体–铁素体相变形核的有效晶界面积，提高相变形核率，使钢带组织细化。在奥氏体变形过程中诱导沉淀析出的微合金C、N化物除起抑制奥氏体再结晶作用之外，微细的沉淀质点对抑制相变铁素体晶粒长大作用也十分明显，同时，Nb在铁素体中的过饱和析出也可起到一定的沉淀强化作用。

V在奥氏体中的溶解度较大，其对奥氏体再结晶抑制作用较弱。因此，在冲压用汽车高强度钢生产中主要应用V的沉淀强化机制来提高钢板的强度。V微合金钢对控制轧制工艺的要求不如Nb钢严格，但对控制冷却和卷取工艺的控制十分重要，如何更为合理的控制V的沉淀析出是该钢生产的关键。

Ti微合金化钢对化学成分和热轧工艺参数比较敏感。Ti的C、N化物溶解温度比较高，因此要求板坯的加热温度也较高，一般要求大约为1 250℃。由于Ti微合金钢对轧后冷却速度和卷取温度比较敏感，含Ti钢的屈服强度波动较大。另外，Ti含量波动对钢板力学性能的影响也很大，因此有必要对钢带的成分、卷取温度和冷却速度等进行严格的稳定化控制。钢中的Ti可以通过形成$Ti_4C_2S_2$使钢中MnS夹杂变性，球化夹杂而改善其成形性能，这一技术在早期的硫含量较高的钢中得到了很好的利用。目前，由于Ti微合金钢的性能波动大，在冶金生产中单独Ti微合金化技术应用已越来越少。

5.1.3 双相钢生产技术

热轧双相钢是通过对过冷奥氏体相变的有效控制以获得所需要的铁素体+马氏体或铁素体+贝氏体组织。该钢生产方式主要有两种：①Si–Mn–Cr–Mo合金化系，采用普通的热轧工艺进行生产；②Si–Mn–Cr系，采用控制冷却+低温（低于550℃，若采用Si–Mn系，卷取温度甚至低于300℃）卷取，在该技术中，终轧后需急冷至铁素体相变峰附近后进行缓冷，使铁素体相变充分进行，在珠光体相变开始之前再急冷至马氏体或贝氏体相变区进行卷取。即采用典型的三段冷却方式控制冷却。图6.3-5表示不同的冷却方式和经低温奥氏体区变形后钢的CCT曲线，冷却方式S在生产双相钢中效果最好。

另一种典型工艺是采用超低温卷取。以质量分数为0.055%C–1.4%Mn–1.2%Si钢和0.10%C–1.5%Mn–0.8%Cr钢为原料在铁素体和奥氏体两相区进行精轧，然后，急冷至M_s点以下，随后卷取，得到铁素体+马氏体组织。

铁素体+贝氏体钢因其优良的延伸凸缘性能近年来在汽车工业中得到了广泛应用。这种钢采用Nb或Nb、Ti复合微

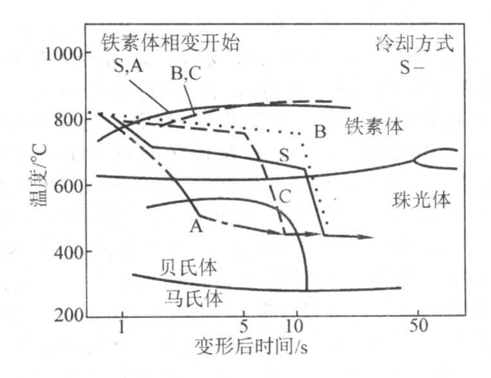


图6.3-5 双相钢生产的冷却工艺

合金化技术，终轧后采用控制冷却，并在较低的卷取温度（350～550℃）进行卷取，获得铁素体+贝氏体组织。

5.1.4 热轧TRIP钢生产技术

热轧TRIP钢生产与热轧双相钢生产工艺比较相似。钢的化学成分、控制轧制和控制冷却工艺对材料的组织控制均有较大的影响。相变前原始奥氏体晶粒尺寸对相变组织控制和最终钢带的性能影响较大，应对其进行合理控制。目前，热轧TRIP钢生产多采用Nb微合金化控轧技术，热轧TRIP钢也是采用典型的三段冷却方式以获得合适的铁素体、贝氏体和残余奥氏体量，其典型工艺见图6.3-6。

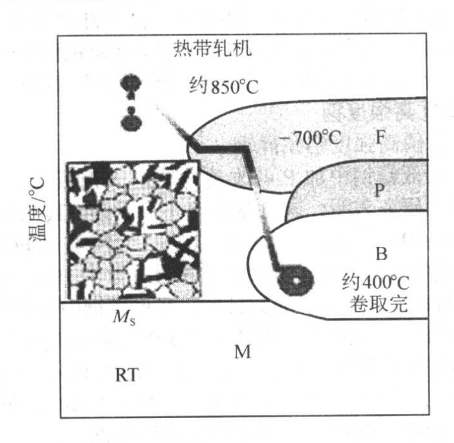


图6.3-6 热轧TRIP钢典型生产工艺

5.2 冷轧高强度钢生产工艺技术

冷轧用高强度钢生产的重点是在保证钢板具有一定强度的同时，通过控制其洁净度、析出物的形成和织构的演变与发展以获得良好的成形性能。

5.2.1 冶炼工艺

钢的冶金质量，特别是夹杂物的数量和尺寸是影响钢板的成形性能的关键因素之一。目前，冷轧冲压钢板一般均采用铁水预处理深脱硫和炉外真空处理等精炼手段以提高钢水的洁净度。对冲压级别要求较高的冷轧钢板而言，国内外大多实施RH真空处理。在韩国、日本以及我国的一些钢铁企业，对一般低碳铝镇静钢也采用RH处理，目的是在成本增加不大的情况下尽可能提高钢的洁净度以保证钢板的成形性能。RH处理主要用于脱氧、降碳和成分的精确控制。经真空处理的冲压用钢，碳、氮含量可显著降低，大尺寸夹杂数量也会明显减少，成形性能明显提高。在冷轧冲压用钢生产中，对过程增S、N、C应进行严格控制，保证钢板成品的高洁净度水平。

5.2.2 热轧工艺

传统铝镇静钢轧钢工艺的主要原则是：三高一低。反映



在热轧工艺中的主要控制因素是高温加热、高温终轧和低温卷取。高温加热的主要目的是使铸坯中析出的 Al 重新固溶，温度可参照钢的溶度积公式确定：

$$\lg[Al][N] = -6\ 770/T + 1.03$$

为保证 Al 充分溶解，加热温度一般≥1 200℃。高的终轧温度和低的卷取温度的主要目的是防止热轧钢带中 Al 析出，使 Al 尽可能处于固溶状态，为冷轧后用罩式炉退火得到高的 r 值创造条件。这种生产工艺是 AlN 后析型生产技术，适合于罩式退火，即 Al_s 在热轧钢带中以固溶态为主，在退火时析出并控制再结晶晶粒取向。对连续退火和热镀锌钢带生产一般采用前析型生产技术，即在热轧生产中利用高温卷取使 Al 在热轧钢带中充分析出，在后序连续退火的快速加热和较短退火时间条件下控制再结晶晶粒的织构取向。

热轧工艺对高强 IF 钢和 BH 钢的性能影响较大。在退火过程中析出的细小沉淀质点提高再结晶温度，抑制再结晶晶粒长大，对深冲性能不利，因此，热轧工艺控制应有利于碳氮化物颗粒的析出、聚集和长大。采用低温均热和高温卷取可以提高深冲性能。高强 IF 钢中由于加入了 P 使相变点 Ar_3 提高，因此，高强 IF 钢的终轧温度应比 IF 钢略高一些。另外，增大热轧压下率、增大变形速率都能使 r 值和伸长率提高。

5.2.3　冷轧工艺

冷轧工艺对高强度钢薄板成形性的影响主要是表现为冷轧压下率和润滑条件对织构的影响。众多研究表明：随着碳含量的增加，对应的最高 r 值的冷轧压下率减小。Al 镇静钢的冷轧压下率为 75% 时 r 值出现峰值；对 IF 钢来说，冷轧压下率应更高一些。为获得高的 r 值，随碳含量降低要提高冷轧压下率。一般高强度 Al 镇静钢的冷轧压下率要达到 70% 左右，高强度 IF 钢的冷轧压下率要达到 75% 以上，才可以得到理想的 r 值。

5.2.4　退火工艺

罩式退火是最早采用的退火方式，20 世纪 70 年代以后由于冶炼和热轧技术的进步，使得连续退火技术及全氢退火技术得以广泛使用。连续退火技术的要点主要有三：1）严格控制钢的化学成分，如果碳含量低，普遍采用真空脱氧技术；2）热轧高温卷取，使得铁素体晶粒和碳化物聚集长大，对 Al 镇静钢来说使 Al 在热轧钢带中析出；3）进行过时效处理。连续退火比较适合于汽车钢板生产，具有产品质量高，板型好，表面清洁及性能均匀等特点。但是，利用连续退火生产技术生产厚规格钢板有一定困难，产量变化的灵活性较差，因此，目前尚不能完全代替罩式炉退火。为此，开发了高循环速度的全氢罩式退火，通过提高气体的循环量，引起保护气体的较高流速以改善保护罩与保护气体之间的热交换和改善保护气体和卷板之间的热交换，使加热和冷却速度都加快，可提高产量 1 倍，并使钢板具有良好的表面质量。高强度含 P 钢，由于依靠退火加热过程中 AlN 的析出进行控制，有利织构发展，因此一般仍采用罩式退火进行生产。钢卷随炉缓慢加热到 550℃左右时保温 3 h，使 AlN 在再结晶前充分析出，抑制非［111］取向晶粒生长，从而得到高 r 值。高强度 IF 钢的 C、N 化物在热轧时已全部析出并均匀长大，所以它的 r 值对退火加热速度不敏感。不管连续退火还是罩式退火都可以生产出高 r 值的高强度 IF 钢，但是高强度 IF 钢的再结晶温度较高，因此采用罩式退火生产时退火温度也较高。

超低碳 BH 钢退火工艺特点：一是高温加热，使沉淀析出物溶解；二是快速冷却使溶解的 C 固溶到铁素体中以得到高的 BH 值。由图 6.3-7 可知，随冷却速度增加，BH 值增大。

双相钢和 TRIP 钢退火工艺特点：这两种钢一般采用连续

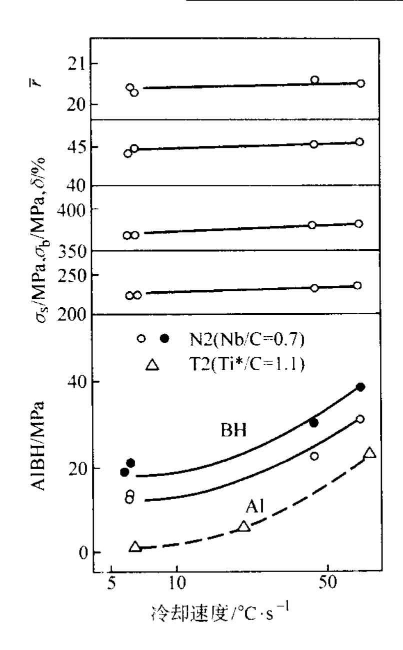


图 6.3-7　冷却速度对钢带力学性能和烘烤硬化性能的影响

退火技术进行生产。退火保温后快速冷却是双相钢和 TRIP 钢生产的关键，通过快速冷却以获得适量的马氏体、贝氏体和残余奥氏体组织，因此只有较快冷却能力的连续退火机组才具备冷轧双相钢和 TRIP 钢的生产能力。

6　典型钢种介绍

6.1　热轧高强度钢

以高强度汽车大梁用钢为例，汽车大梁等结构件用钢要求良好的冷弯成形性能和较小的回弹量。国外的汽车大梁钢种有的以抗拉强度来表示，例如日本的汽车大梁用钢多以抗拉强度来分级；有的以屈服强度来表示，例如美国的 VAN 系列钢和德国的 QS + E 系列钢等。汽车大梁用钢主要用以制造汽车的横梁和纵梁，钢板的强度主要集中在 390 ~ 790 MPa。表 6.3-5 列出国外部分汽车大梁用钢的种类和性能。

表 6.3-5　国外汽车大梁用钢板的种类及性能

钢号	生产厂家	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	其他
NSH50N	新日铁	0.06 0.08	0.01 0.02	0.86 0.92	0.015 0.022	0.006	0.05 0.06		
RHA50F	川崎	0.1	0.02 0.03	1.22	0.013 0.021	0.003 0.040	0.016		
QSTE380	德国	0.18	0.03	1.19	0.011	0.007		0.16	
VAN - 60	美国	0.15	0.30	1.20	0.03	0.03	适量		适量 V
Fee420	意大利	0.11	0.4	1.0	0.025	0.025	0.03		

我国从 1956 年起开始研制和生产汽车大梁用钢。为解决解放牌载重汽车的汽车大梁用材问题，鞍钢试制了 16MnL 钢，随后又试制成功了 16MnREL 钢和 09MnREL 钢。为解决车架横梁寿命问题。1974 年以后又试制成功了不同强度级别的 13MnTi、10Ti、08Ti、06Ti 等。含 Ti 钢板的冷弯性能良好，13MnTi 当弯心直径 $d = a$ 时，板卷中部的冷弯合格率为 98%；10Ti 和 08Ti 的冷弯性能十分优异，弯心直径 $d = 0$ 时仍全部合格。但是，含 Ti 钢板的性能波动较大，主要是 Ti 含量和钢带的冷却速度对钢带的力学性能十分敏感。近年来，通过改进生产工艺，含 Ti 微合金化钢板的性能稳定性

显著提高，但含Ti钢板的性能波动问题仍然存在。

20世纪90年代，宝钢试制成功了Nb微合金化的B510L钢，供一汽、东风汽车公司、南京汽车公司试用，冲压性能良好。其他冶金企业，例如武钢、本钢等也纷纷开发Nb微合金化汽车大梁用钢，目前，Nb微合金化汽车大梁用钢在国内得到了广泛的使用。

从20世纪70年代开始，我国便开展V微合金化汽车大梁用钢的开发研究。首先，上钢三厂研制生产了09SiV钢，利用Si来强化铁素体基体，加入少量V细化钢的组织和沉淀强化。攀钢充分利用企业自身的资源优势，研制开发了510 MPa强度级别的15MnV汽车大梁用钢，目前，该钢在我国载重车制造中应用也较为广泛。表6.3-6列出我国汽车大梁用钢板的主要牌号和力学性能。国内汽车大梁钢板的抗拉强度级别范围为375～590 MPa，其中大多数集中在375～510 MPa级别之间，高强度钢板的品种和生产、应用数量仍较低。

表6.3-6 我国汽车大梁用钢的主要牌号、化学成分和力学性能

钢号	标准	化学成分（质量分数）/%								板厚 /mm	力学性能			
		C	Si	Mn	P	S	V	Ti	其他		σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	宽冷弯180° B = 35 mm
13MnTi①	鞍钢厂标 288—83	0.09～0.15	0.10～0.40	1.0～1.4	≤0.040	≤0.040		0.13～0.22		2.5～7.0	355～510	490～610	≥22	$d=a$
10Ti①	鞍钢厂标 288—83	0.07～0.14	0.10～0.40	0.30～0.60	≤0.040	≤0.040		0.12～0.22		5.0～7.0 4.0～4.5	≥295 ≥315	390～550 410～570	≥22 ≥21	$d=0.5a$
06Ti	鞍钢厂标 288—83	≤0.08	≤0.20	0.20～0.50	≤0.040	≤0.040		0.12～0.23		2.5～4.0 4.5～6.0	≥245 ≥245	315～460 295～440	≥26 ≥28	$d=0$
16MnL	GB 3273—89	0.12～0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	≤0.035	≤0.035					≥345	510～610	≥24	$d=a$
16MnREL	GB 3273—89	0.12～0.20	0.20～0.60	1.20～1.60	≤0.035	≤0.035			②		≥345	510～610	≥24	$d=a$
09MnREL	GB 3273—89	≤0.12	0.20～0.60	0.70～1.0	≤0.035	≤0.035			②		≥245	375～470	≥32	$d=0.5a$
09SiVL	GB 3273—89	0.08～0.15	0.70～1.0	0.45～0.75	≤0.035	≤0.035	0.04～0.10				≥355	510～610	≥24	$d=a$
T52L	Q/WG（RZ）02—87	0.05～0.12	≤0.20	0.45～0.80	≤0.030	≤0.030		0.07～0.14		3.0～10	≥355	510～625	≥24	$d=0$
T52	Q/WG（RZ）03—93	0.05～0.12	≤0.20	0.40～0.80	≤0.035	≤0.035		0.05～0.14		3.0～10	≥355	490～630	≥21	$d=0.5a$
T42	Q/WG（RZ）03—93	0.04～0.12	≤0.20	0.35～0.80	≤0.035	≤0.035		0.04～0.14		2.5～10	≥295	410～530	≥26	$d=0.5a$
B510L	Q/BQB 310—94	≤0.16	≤0.5	≤1.6	≤0.030	≤0.025			③	≤8	≥355	510～610	≥24	$d=0.5a$

① 1989年纳入国标GB/T 3273—1989后，分别改为10Ti（原13MnTi）和08Ti（原10Ti）。
② RE加入量0.02%～0.2%（质量分数）。
③ w(Nb)≤0.06。

6.2 热轧双相钢板

日本在双相钢板的生产方面处于世界领先地位。世界各国研制生产了抗拉强度级别为540～980 MPa的双相钢钢板。

我国从70年代后期开始双相钢的研制开发工作。鞍钢、武钢、本钢试制成功了抗拉强度为490～640 MPa级别的热轧双相钢，供汽车厂进行成形试验和冲压结构件的使用试验。有的牌号已投入批量生产和应用。国内外研制或生产的热轧双相钢的主要牌号、化学成分和力学性能列于表6.3-7。

鞍钢研制了强度级别为640 MPa级的双相钢板SX65，其组织为等轴铁素体+8%～20%岛状马氏体+小于6%贝氏体。该钢的冷脆转变温度为-60℃，具有较低的屈强比和较高的加工硬化指数，焊接性能良好。由于该钢的冷成形性能优异，经试冲汽车后横梁等零件，冲压合格率达100%，完全满足高强汽车钢板的要求。

本钢先后试制成功了DP1和BGSX-1双相钢，开发的产品具有明显的双相钢显微组织和性能特征。BGSX-1钢经预应变处理和170℃×20 min时效后，钢的屈服强度提高175～185 MPa；钢板的疲劳强度达415 MPa，显示了良好的力学性能、成形性能和疲劳性能特征。

武钢研制的RS50双相钢系铁素体+贝氏体双相钢，其显微组织为典型的铁素体+贝氏体。该钢是主要针对越野SUV车型用高强度滚型车轮用钢开发研制的。该钢具有良好的低温韧性和较低的韧脆转变温度、延伸凸缘性能优异，扩孔率高达130%以上。用该钢制造的车轮横向弯曲疲劳径向疲劳寿命分别达到18万次和100万次。另外，武钢还开发研制了RS55双相钢板，该钢的显微组织特征为等轴铁素体+10%左右岛状马氏体，钢板的冷脆转变温度达-100℃，扩孔率较高，成形性能良好。该钢在解放CA141载重汽车应用中通过了50万次扭转疲劳试验并得到了广泛应用。

6.3 滚型车轮用钢

车轮是汽车的重要部件。滚型车轮由轮辋和轮辐焊接而成。轮辋和轮辐分别采用钢板滚压成形和拉延成形，装配后经二氧化碳气体保护焊接组成车轮。轮辋用钢要求良好的闪光焊接性、冲压成形性和疲劳性能；轮辐用钢要求良好的延



伸凸缘性能和疲劳性能。车轮的生产工艺和使用条件对钢板的厚度精度、表面质量提出了十分严格的要求。

由于车轮系运动部件，采用高强度钢板制造车轮使其减重后节油的效益也最为明显，因此，近年来国内外均十分关注车轮用钢的开发研制。日本在车轮用钢开发研制中进展比较突出，目前，日本大量用抗拉强度为 490 ~ 590 MPa 级别的热轧高强度钢板制造车轮。开发的品种也呈现多样化的特点，有沉淀强化型、双相钢、铁素体 + 贝氏体钢和铁素体 + 马氏体 + 贝氏体复相钢等。由于铁素体 + 贝氏体钢延性好，硬度适中，被认为是制造轮辐、轮辋比较合适的材料。

为满足轿车滚型车轮生产需要，实现轿车用钢国产化，宝钢、武钢、鞍钢、本钢等试制了多个牌号的冷、热轧钢板。其中大部分为铁素体 + 珠光体型钢板，强度级别主要集中在 330 MPa、370 MPa、410 MPa；同时也开发了铁素体 + 贝氏体型高强度热轧滚型车轮用钢，强度为 490 MPa 级。近年来，国内很多钢铁公司也开展了 540 MPa、590 MPa 强度级别的铁素体贝氏体钢研制工作并取得了良好的成果。目前，国内的车轮用钢基本可满足引进车型的国产化技术要求，表 6.3-8、表 6.3-9 列出了国内外车轮用钢的化学成分和力学性能情况。

表 6.3-7　国内外研制或生产的热轧双相钢的主要牌号、化学成分和力学性能

钢号	生产厂	厚度 /mm	化学成分（质量分数）/%							力学性能						
			C	Si	Mn	P	S	Mo	Cr	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	屈强比	n	r	宽冷弯 180℃ B = 35 mm
RS55	武钢	3.0	≤0.12	≤1.20	≤1.5	≤ 0.035	≤ 0.020		≤1.2	383	586	31.8	0.65	0.196 ~ 0.221	0.843	$d=0.5a$
BGSX - 1	本钢	3.0	≤ 0.10	1.1 ~ 1.4	0.9 ~ 1.4	≤ 0.015	≤ 0.015		0.8 ~ 1.1	397	631	28	0.62	0.218 ~ 0.174	0.725	$d=a$
DP1	本钢	3.0	0.04 ~ 0.09	1.1 ~ 1.5	0.8 ~ 1.0	≤ 0.015	≤ 0.015	0.35 ~ 0.50	0.4 ~ 0.6	350	647	26	0.54	0.206	1.34	$d=0$
SX65	鞍钢	3.5 ~ 6.0	≤ 0.12	0.8 ~ 1.3	0.8 ~ 1.3	≤ 0.035	≤ 0.035	0.3 ~ 0.5	0.3 ~ 0.5	≤460	640 ~ 730	24 ~ 31	≤ 0.67	0.201	0.882	$d=a$
RS50	武钢	2.75 ~ 4.0	≤ 0.12	≤ 0.20	0.9 ~ 1.5	≤ 0.030	≤ 0.015	—	0.1 ~ 0.4	470 ~ 570	530 ~ 630	24 ~ 35				$d=0.5a$
HHLY - 60	川崎制铁		≤0.15	≤1.5	≤2.0	≤ 0.020	≤ 0.01		≤1.0	343	598	33	0.58			
SAFH - 550	新日铁		≤0.15	≤1.5	≤2.0	≤ 0.020	≤ 0.01		≤0.5	363	588	30	0.62		—	
SHXD - 60	住友金属		≤0.12	≤1.0	≤2.0	≤ 0.025	≤ 0.01		—	365	621	27	0.59	0.20	0.86	
ARDP	美国福特		0.06	1.35	0.9	0.010	0.010	0.35	0.5	363	588	30	0.62		—	
Usilisht80	法国尤西诺		0.06	1.30	0.95	≤ 0.015	≤ 0.015	0.40	0.5	420	620	28	0.65	0.19	0.90	

表 6.3-8　各种组织类型车轮钢的化学成分和力学性能

类　别	化学成分（质量分数）/%								力学性能				
	C	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Cr	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_s/%	扩孔率 λ/%	屈强比
析出强化钢	0.12	0.15	1.39	0.017	0.001	—	0.035		480	570	29		
析出强化钢	0.09	0.21	1.42	0.017	0.003	0.046	—		560	640	26		
铁素体 - 贝氏体钢	≤0.10	≤0.1	≤1.4	≤0.1	≤0.01	添加	添加		427	514	34.4	105	
铁素体 - 贝氏体钢	≤0.15	≤0.5	≤1.6	≤0.1	≤0.01	添加	添加		479	569	30.5	96	
铁素体 - 贝氏体钢	≤0.15	≤0.5	≤1.6	≤0.1	≤0.01	添加	添加		526	618	28.5	82	
[illegible]相钢	0.08	1.0	1.2	0.011	0.002			0.69	383	637	32.5		0.60

表 6.3-9　我国生产的车轮钢的成分和性能

钢号	生产厂家	交货状态	化学成分（质量分数）/%						力学性能				用途
			C	Si	Mn	P	S	Al	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	宽冷弯 180° B = 35 mm	
RCL 330	武钢	热轧	≤0.10	≤0.20	≤0.50	≤0.030	≤0.030	≥0.015	≤310	330 ~ 430	≥28	$d=0.5a$	轮辋
BCL - 360	宝钢	冷轧	≤0.13	≤0.40	0.6 ~ 1.0	≤0.030	≤0.025	≥0.020	≥210	320 ~ 400	≥38	$d=a$	轮辋
CL - 330	鞍钢	冷轧	≤0.07	≤0.40	≤0.40	0.04 ~ 0.08	≤0.025	0.02 ~ 0.07	≥200	330 ~ 410	δ_{10} ≥30	$d=0$	轮辋
RCL 370	武钢	热轧	≤0.10	≤0.20	≤1.0	≤0.030	≤0.030	≥0.015	≥275	370 ~ 470	≥30	$d=0.5a$	轮辐
BLF - 1	宝钢	热轧	0.04 ~ 0.10	≤0.08	0.4 ~ 1.0	≤0.030	≤0.030	—	≥295	390 ~ 490	≥30	$d=0.5a$	轮辐
BLF - 2	宝钢	热轧	≤0.10	—	0.4 ~ 1.0	≤0.030	≤0.025	≥0.020	≥260	380 ~ 480	≥32	$d=0.5a$	轮辐

6.4 高强度Al镇静钢（含P钢）

含P高强度钢曾列为国家科委重点项目进行科技攻关，现正式转产的有3个强度级别的钢种，其化学成分和力学性能见表6.3-10和表6.3-11。

表6.3-10 国产含P钢的化学成分（质量分数） %

厂家	钢号	C	Si	Mn	P	S	Als
武钢	WP340	≤0.08	≤0.05	≤0.50	≤0.10	≤0.03	≤0.08
	WP370	≤0.08	≤0.05	≤0.50	≤0.12	≤0.03	≤0.08
	WP390	≤0.08	≤0.05	≤0.50	≤0.12	≤0.03	≤0.08
鞍钢	06AlP（P1）	≤0.06	≤0.04	≤0.35	0.05～0.08	≤0.025	0.02～0.07
	08AlP（P2）	≤0.08	≤0.06	≤0.70	0.06～0.12	≤0.025	≤0.02～0.07
	10AlP（P3）	≤0.14	0.2～0.4	≤1.0	0.08～0.14	≤0.025	≤0.02～0.07

表6.3-11 国产含P钢的力学性能

厂家	钢号	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_{10} /%	宽冷弯 180°，$d=0$
武钢	WP340	≥170	≥340	≥34	完好
	WP370	≥225	≥370	≥32	完好
	WP390	≥235	≥390	≥30	完好
鞍钢	06AlP（P1）	≥210	340～420	≥37	完好
	08AlP（P2）	≥250	380～470	≥32	完好
	10AlP（P3）	≥290	440～560	≥24	完好

高强度Al镇静钢，P固溶到基体中主要起固溶强化作用。P在退火再结晶时以第二相形式起着促进［111］织构发展的作用，因此，高强度含P钢不但具有高的强度，还具有良好的成形性能，其r值可达到1.6左右，n值达到2.0以上。

强度为340 MPa的含P钢主要用来冲制仪表盘、鼓包等较难冲制的零件。强度为390 MPa的高强度含P钢板主要用来冲制面罩梁，内上梁等结构件。一般用含P钢板冲制零件可减薄10%～20%。

6.5 高强度IF钢

以IF钢（无间隙原子钢）为基础的高强度钢板因其具有优异的成形性能而得到了迅猛发展。该钢主要采用Si、Mn、P固溶强化来提高钢板的强度，在Si、Mn、P固溶强化提高钢板强度的同时对r值和n值影响很小。P是最有效的固溶强化元素，但P的加入会导致晶界脆化，为抑制该现象一般在钢中加入适量的B。高强度IF钢可广泛应用于汽车覆盖件，具有显著的经济价值和技术先进性。表6.3-12和表6.3-13是典型高强度IF钢的化学成分和力学性能。

表6.3-12 典型高强度IF钢的化学成分（质量分数） %

C	N	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	B
0.003	0.003	0.20	1.06	0.013	0.001	0.022	0.01	≤0.001

表6.3-13 典型高强度IF钢的力学性能

σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	n	r
206	412	40	≥0.24	≥1.8

6.6 超低碳高强度BH钢

超低碳高强度BH钢采用P作为合金化元素，一般碳含量（质量分数）≤0.005%，氮含量（质量分数）≤0.004%，但碳含量不宜过低，应控制在0.002%～0.005%。烘烤硬化性能实质上同常温时效性一样，均属于应变时效现象，不同的是烘烤硬化性反映高温的应变时效，所测得的BH值大于常温时效指数AI。一般冷轧钢板应保证在一定储存期间不发生常温时效，因此BH值也不宜过大，上限值在60～70 MPa为好，通常BH值应在40 MPa左右。典型超低碳BH钢的成分和力学性能见表6.3-14和表6.3-15。超低碳BH钢是目前最理想的汽车车身外覆盖件用板，特别是用于轿车生产，同时对汽车上一些形状复杂且强度要求较高的难冲件（例如挡泥板等）的成形也比较适用。

表6.3-14 典型超低碳BH钢化学成分（质量分数） %

C	N	Si	Mn	P	S	Nb	Ti	Als
0.005	0.004	0.02	0.2	0.07	0.006	0.03	—	0.04

表6.3-15 典型超低碳BH钢的力学性能

σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	n	r	BH/MPa	AI/MPa
190	360	43	0.23	2.3	44	28

7 冷轧双相钢

双相钢的强化机制是相变、位错和细晶的三元强化。要满足汽车冲压工艺要求，钢板屈服强度应小于350 MPa，因此马氏体的体积分数应控制在20%左右。双相钢与一般低合金钢相比，在强度相同的情况下伸长率可提高8%～10%，其既具有冲压时所需要的低屈服强度，又能在冲压烤漆后提高屈服强度，使汽车行驶安全、可靠，在性能上又具有软钢所具有的良好的焊接性能和成形性能。

双相钢适用于冲压汽车门外板，车身侧围，中柱外板等大型覆盖件。因其强度较高，冲制汽车零件可减薄厚度10%～20%，节约钢材用量，减轻车身自重，减小能源消耗，具有较大的经济效益和社会效益。武钢在冷轧双相钢方面进行了大量的研究开发工作，开发的典型双相钢的化学成分和力学性能见表6.3-16和表6.3-17。

表6.3-16 典型冷轧双相钢化学成分（质量分数） %

牌号	C	Si	Mn	P	S	Cu
S07Mn	0.04～0.01	0.3～0.6	1.2～1.65	≤0.04	≤0.04	≤0.25

表6.3-17 典型冷轧双相钢的力学性能

牌号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_{10}/%	n	r
S07Mn	≤350	≥500	≥28	≥0.24	0.95～1.2

编写：刘清友（钢铁研究总院）
王祖滨（钢铁研究总院）

第4章　耐　候　钢

耐候钢（weathering steel），即耐大气腐蚀钢，是指含少量合金元素在大气中具有良好耐蚀性的一类低合金高强度钢，主要合金元素有Cu、P、Cr、Ni、Si、Mn、V、稀土等。耐候钢在使用过程中表面会逐步形成一层致密的、附着牢固的腐蚀产物保护膜，阻止大气中的氧、水及其他腐蚀性介质对基体进一步腐蚀，使其腐蚀速率相对于非合金钢大大降低，并且由于其具有较高强度，且价格合理，成本远低于不锈钢。

1　耐候钢的成分设计

1.1　耐候钢的耐候机制

1.1.1　钢铁的大气腐蚀及影响因素

钢铁在大气中的腐蚀主要是水膜下的电化学腐蚀。水膜的厚度对钢铁的腐蚀速率影响很大（见图6.4-1），其中Ⅰ区相当于干大气腐蚀，即空气中的氧直接和钢铁发生反应，此时钢铁表面吸附着一层不连续的，仅为单分子层的水膜，腐蚀速度较小；Ⅱ区表示钢铁表面吸附水膜厚度已有几十或数百个分子层，即形成了连续的电解质薄膜，由于氧的溶入，从而形成了氧的去极化反应，使钢铁的腐蚀速率增加；在Ⅲ区，因水膜的厚度增加，钢铁的电化学腐蚀速率受氧扩散困难的影响而逐渐下降并趋于恒定；Ⅳ区水膜的厚度很厚，相当于全浸腐蚀，钢铁的电化学腐蚀速率完全受氧的扩散控制，腐蚀速率恒定，取决于氧的极限扩散速度。

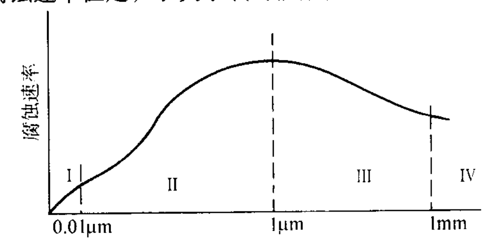


图6.4-1　钢铁腐蚀速率和水膜厚度的变化关系

钢铁大气腐蚀的腐蚀速率除受钢铁材料本身影响外，还受气候条件和大气中污染物的影响，主要包括相对湿度、大气中SO_2及Cl^-的含量等。相对湿度主要影响钢铁表面的水膜厚度，每种材料都有相应的使其腐蚀速率急剧增大的临界湿度，图6.4-2为相对湿度对钢铁大气腐蚀的腐蚀速率的影响。SO_2的影响为使钢铁表面的水膜的pH值降低，从而加速钢铁大气腐蚀的腐蚀度。Cl^-也影响钢的腐蚀速度，其作用之一是降低从大气中吸收水分的临界相对湿度，此外Cl^-本身可以渗透锈层破坏锈的完整性，有很强的侵蚀性。

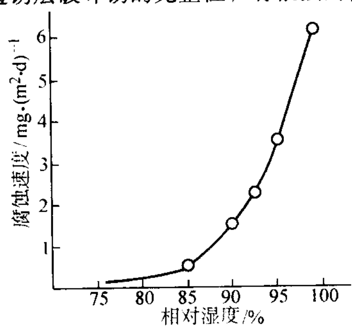


图6.4-2　相对湿度对钢铁大气腐蚀腐蚀速率的影响

1.1.2　钢的大气腐蚀的过程

大气腐蚀主要起始于吸湿性沉淀物下面的钢铁表面上，此处由于吸收水分而形成电解质；腐蚀也可起始于MnS、FeS一类的表面夹杂处（表面变湿时，夹杂可能发生溶解）。此时，钢的表面发生电化学腐蚀，阳极过程为：$Fe \rightarrow Fe^{2+}(aq) + 2e$；阴极过程为：$O_2 + 2H_2O + 4e \longrightarrow 4OH^-$。$Fe^{2+}$与$OH^-$反应形成$Fe(OH)_2$，$Fe(OH)_2$进一步被氧化为$Fe_3O_4$或FeOOH，形成一层腐蚀产物锈层。

一般认为，锈层存在后，它对于锈层下基体钢的阳极过程将起到去极化作用，在一定条件下，腐蚀产物会影响大气腐蚀的电极反应过程。即大气腐蚀的铁锈层处在湿润条件下，可以作为强烈的氧化剂（去极化剂）而作用；当锈层干燥时，即外部气体相对湿度下降时，锈层和底部基体钢的局部电池成为开路，在大气中氧的作用下锈层重新氧化成为Fe^{3+}的氧化物。例如在含SO_2的大气中，这样形成的锈蚀产物几乎可以完全吸收到达表面的SO_2，且对所吸收的SO_2起催化作用而生成SO_4^{2-}，这将导致形成硫酸盐堆积物，即铁锈中的所谓硫酸盐"巢窝"，当表面由于雨水、露水或吸收水分而变得湿润时，硫酸盐"巢窝"与周围区域相结合便形成腐蚀电池（图6.4-3）。上述腐蚀电池中，阳极局限于硫酸盐"巢窝"内部，此处pH值以及氧化还原电位变低。相应于电位-pH图中的Fe^{2+}区（图6.4-4），并将在钢的表面发生局部腐蚀；周围区域起阴极作用，即使表面被包含有结晶态Fe_3O_4的氧化物所覆盖时也是如此，因为Fe_3O_4是良好的电子导体。

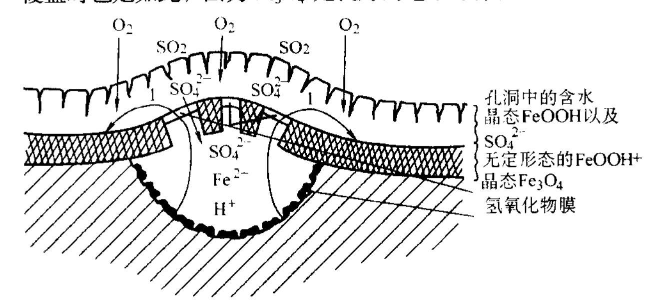


图6.4-3　大气腐蚀模型

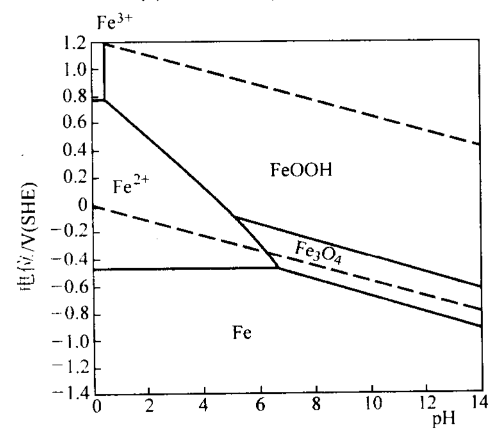


图6.4-4　铁在25℃时的理论电位-pH图

其腐蚀反应可以用以下腐蚀电池表示为

$$Fe/Fe^{2+}(aq) // OH^- / O(aq) \text{“}Fe_3O_4\text{”}$$

在此腐蚀电池中，阳极反应发生在金属/Fe_3O_4界面上，而阴极反应发生在Fe_3O_4/FeOOH界面上，具体过程为：

阳极过程：在“巢窝”中：$Fe \longrightarrow Fe^{2+}$ （aq） $+2e$

在锈中：$2Fe^{2+}+3H_2O+\frac{1}{2}O_2 \longrightarrow 2FeOOH+4H^+$

$Fe_3O_4+\frac{1}{4}O_2+\frac{3}{2}H_2O \longrightarrow 3FeOOH$

阴极过程：$O_2+2H_2O+4e \longrightarrow 4OH^-$

$8FeOOH+Fe^{2+}$ （aq） $+2e \longrightarrow 3Fe_3O_4+4H_2O$

1.1.3 钢在大气腐蚀中的锈层结构和组成

在大气中长期暴露的钢，其腐蚀速度还是逐渐减慢的。其原因：①锈层的增厚会导致锈层电阻的增加和氧渗入的困难，这就使锈层的阴极去极化作用减弱；②附着性好的锈层内层将减少活性的阳极面积，增加了阳极极化，使大气腐蚀减慢。腐蚀速度减小的程度一方面取决于锈层的结构和组成，另一方面取决于锈层的致密程度和附着强度。

一般认为，钢在大气腐蚀中的锈层结构和组成与暴露的大气类型，即钢表面的电解质组成有关，图6.4-4表明在热力学上形成锈层相的条件。

表6.4-1为钢铁常见的锈层相的特性。表6.4-2为钢铁表面腐蚀相中稳定的三价铁的氧化物在25℃时的生成自由能，表明其在热力学上的稳定程度。$Fe(OH)_2$ 只有在中性水液中沉淀，在实际暴露锈层中，锈层相为FeOOH，Fe_3O_4 及一些中间产物，例如 $Fe(OH)_3 \cdot Fe(OH)_2 \cdot FeSO_4 \cdot xH_2O$，而FeOOH的4种晶体中，δ-FeOOH的存在有不同的看法，β-FeOOH只有在海洋大气中才会存在，α-FeOOH和γ-FeOOH是锈层的主要存在形式，α-FeOOH比γ-FeOOH更稳定，其溶解度比γ-FeOOH小 10^5 倍。α-FeOOH在热力学上最稳定（表6.4-4），一旦形成不会发生转变，它与铁的其他氧化物的相对含量与材料、大气类型、暴露时间相关，决定了锈层最终的保护性。

表6.4-1 钢铁常见的锈层相

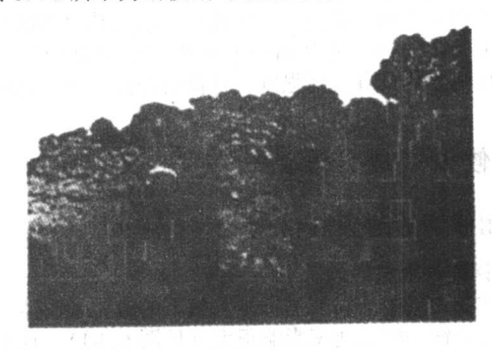
锈蚀相	$Fe^{3+}/(Fe^{2+}+Fe^{3+})$	颜色	晶系	导电性	密度/$g \cdot cm^{-3}$	备 注
$Fe(OH)_2$	0	白	六方	绝缘体	3.40	
FeO	0	黑	立方	半导体	5.5	高温氧化时出现
Fe_3O_4	0.67	黑	立方	导体	5.2	
α-FeOOH	1.0	黄	斜方	绝缘体	4.3	由于的置换使锈层晶粒细化形成稳定锈层
β-FeOOH	1.0	浅褐色	正方	绝缘体	3.0	有F或 Cl^- 时出现
γ-FeOOH	1.0	黄	斜方	绝缘体	4.1	
δ-FeOOH	1.0	褐	六方	绝缘体	3.95	
α-Fe_2O_3	1.0	褐黑	立方	绝缘体	5.2	高温氧化时出现
γ-Fe_2O_3	1.0	褐	六方	半导体	4.88	高温氧化时出现
非晶态锈	1.0	褐	无定型	—	—	

表6.4-2 钢铁表面腐蚀相（三价铁的氧化物）的25℃生成自由能

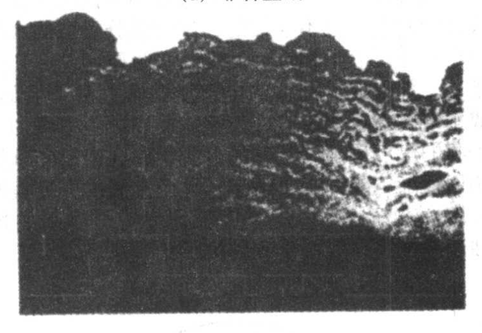
锈蚀相	生成自由能/$J \cdot mol^{-1}$	稳定性
α-FeOOH	−755 760	稳定性好
α-Fe_2O_3	−742 740	
γ-Fe_2O_3	−709 520	↑
γ-FeOOH	−704 680	
Fe $(OH)_3$	−677 970	稳定性差

1.1.4 耐候钢的耐候机制

钢在大气腐蚀中的锈层结构和组成，特别是α-FeOOH和γ-FeOOH的相对含量与钢的成分有很大关系，一些合金元素例如Cr、Cu、P等有利于α-FeOOH的形成，耐候钢正是基于此而开发的。耐候钢的锈层通常认为由两层构成，即一层是致密、保护性、附着性强的内锈层，另一层是疏松、有空洞和裂纹、易脱落的外锈层。而非合金钢在暴露过程中，始终不能形成这种锈层结构，其锈层疏松、有空洞和裂纹、易脱落。图6.4-5所示为耐候钢与碳钢的锈层比较。



（a）非合金钢



（b）耐候钢

图6.4-5 耐候钢与非合金钢的锈层形貌 ×500

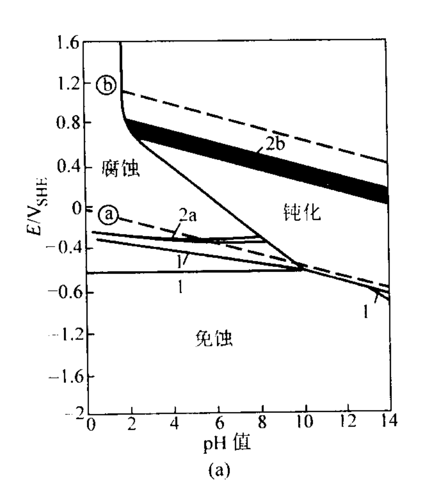
自从发现少量Cr、Cu、P等合金元素对提高耐候钢的耐候性有益开始，人们即对耐候钢的耐候机制进行逐步研究。这些研究包括：合金元素的作用；耐候钢的电化学行为；锈层相形成条件及结构等。

M.Pourbaix等从电化学角度讨论耐候钢的耐候机制，如图6.4-6所示，认为图6.4-6b中区域1和区域2分别表示一种正在腐蚀的钢和一种钝化的（即形成稳定锈层）钢在充气雨水中的电极电位值。这两个区域分别与图6.4-6a中的2a和2b相对应。说明若钢是钝化的，在充气水中会显现出高的电极电位，若钢正在腐蚀，将显现出低的电极电位值。耐候钢的稳定锈层过程必定可由其电位从区域1逐渐上升到区域2这一过程表现出来。实际测量表明，非合金钢或未形成稳定锈层的耐候钢电位为 $0.15V_{SHE}$ （$-0.40V_{SCE}$）或更低，而形成稳定锈层的耐候钢的电位约为 $+0.45V_{SHE}$ （$+0.20V_{SCE}$），如图6.4-7所示。M.Pourbaix并根据上述电位变化的原理，提出了一种大气腐蚀的电化学干-湿加速试验法，用于筛选和开发新的钢种及其耐候钢的耐候机制研究，都有很好的效果。

T.Misawa等从理论上探讨了钢铁在溶液中形成各种氧化物相的条件，并以此提出耐候钢锈层形成的发展过程，如图6.4-8所示。

耐候钢的锈层形成及结构成为耐候钢研究领域的一个重要内容，不同的学者提出不同的观点，并在不断发展。早期，Okada和Kihira等指出，使耐候钢具有抗大气腐蚀的内锈层主要由非晶态尖晶型氧化铁构成，其中含有对耐候性有





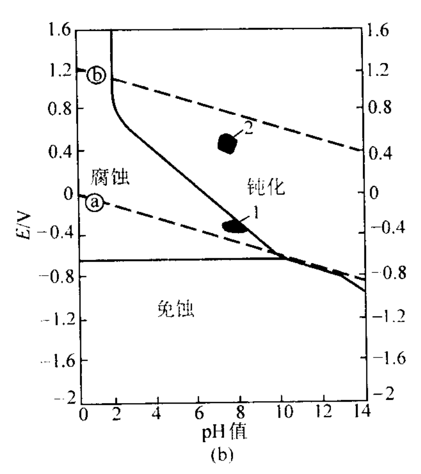


图 6.4-6　钢铁钝化时的电位变化

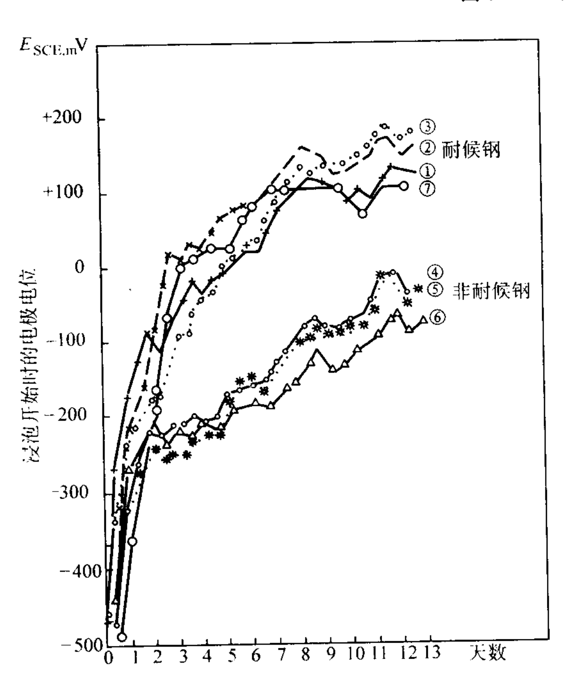


图 6.4-7　耐候钢稳定锈层形成时的电位变化

$$\mathrm{Fe}\xrightarrow{\text{锈蚀}}\mathrm{Fe}^{2+}\xrightarrow{\text{水解}}\mathrm{FeOH}^{+}$$

$$\xrightarrow[\text{沉淀}]{\text{氧化}}\gamma\text{-FeOOH}\xrightarrow[\text{沉淀}]{\text{溶解和}}$$

无定形态的氢氧化铁 $\mathrm{FeO}_x\ (\mathrm{OH})_{3-2x}$ $\xrightarrow[\text{转变}]{\text{固态}}\alpha\text{-FeOOH}$

图 6.4-8　耐候钢锈层的发展过程

益的元素 Cr、Cu、P 等，即发生元素的富集。Misawa 用红外光谱分析发现，其保护作用的锈层主要由含有大量水结晶的非晶态 FeOOH 构成。Keiser 和 Brown 认为，保护性内锈层主要由 σ-FeOOH 构成，其中含有 10%～20% 的 γ-FeOOH 和少量的 α-FeOOH。根据对在大气中暴露半个世纪的含 Cr 耐候钢锈层的分析，发现覆盖在耐候钢表面的稳定、保护性锈层主要由 $\alpha\text{-Fe}_{1-x}\mathrm{Cr}_x\mathrm{OOH}$ 的微小粒子构成。近来，M. Yamashita，H. Miyuki 等提出的关于在工业区形成的稳定、保护性锈层的最新论述受到大家的认可，他认为作为最初的锈层组成物 γ-FeOOH，在长期的大气腐蚀过程中，可能经过非晶态的 FeOOH 物质转化为最终的稳定锈层组成物 α-FeOOH，如图 6.4-9 所示，这种观点与 T. Misawa 的观点一致，从热力学角度来讲是成立的。但是在高 Cl 浓度的海洋大气环境下，由于 Cl 对锈层的破坏作用，耐候钢表面的稳定、保护性锈层一般不会形成。

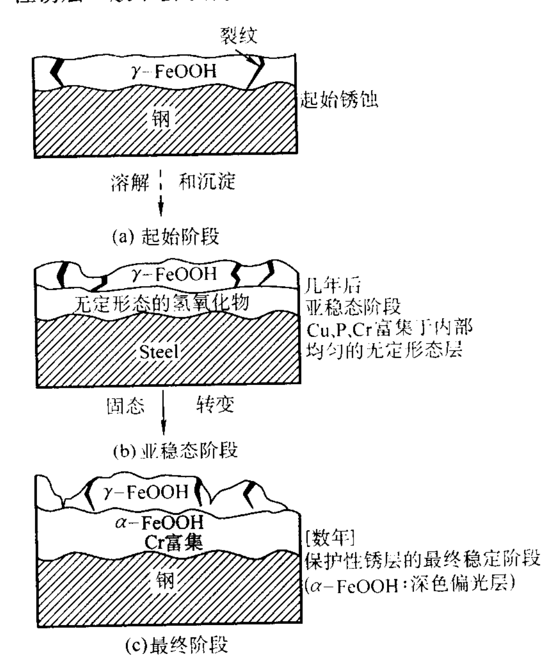


图 6.4-9　耐候钢 α-FeOOH 锈层的形成过程

M. Kimura 等则进一步认为，锈层的组织（锈层的晶粒大小及分布）表征了锈层的致密性，它对耐候钢的耐腐蚀性更为重要，他们根据 FeOOH 的晶体学特征提出了 Fe（O，OH）$_6$ 拓普相网格结构，如图 6.4-10 所示。在耐候钢腐蚀过程中，其阳极过程为：

$$\mathrm{Fe}\rightarrow\mathrm{Fe}^{2+}\rightarrow\mathrm{Fe(OH)}_x\rightarrow\mathrm{FeOOH}$$

在此过程中，包含了锈蚀相的形核、长大、集聚、附着及熟化过程，其速度可表示为：

$$v=N\exp(-E_{\mathrm{Nucl.}}/kT)\exp(-E_{\mathrm{Growth}}/kT)$$

合金元素 Cr、Cu、P 等或者可以增加形核点数 N，或者减低形核的激活能 $E_{\mathrm{Nucl.}}$，这样可以形成细小的锈层晶粒，减少 O_2 和 H_2O 对锈层的渗透。

1.2　合金元素对耐候性的影响

耐候钢较普碳钢具有良好的抗大气腐蚀能力，其中合金元素起到了决定性作用，这些作用包括：①可降低锈层的导电性，自身能沉淀并覆盖或富集于钢表面；②影响锈层中物相结构和种类，阻碍锈层的生长；③推迟锈的结晶；④加速

钢均匀溶解；⑤加速 Fe^{2+} 向 Fe^{3+} 的转化，并能阻碍腐蚀产物的快速生长；⑥合金元素及其化合物阻塞裂纹和缺陷。研究还表明，可以提高钢的抗大气腐蚀性能的合金元素应满足以下条件：①在铁中的溶解度大于锈层中的溶解度；②可以和铁形成固溶体；③可以提高钢的电位。满足这些条件的合金元素有 Cu、P、Cr、Si、Mo、V、Al、Nb、Ti、W 等。进一步研究结果表明，耐候钢中加入的合金元素对其耐大气腐蚀性能的影响不尽相同，如图 6.4-11 所示。

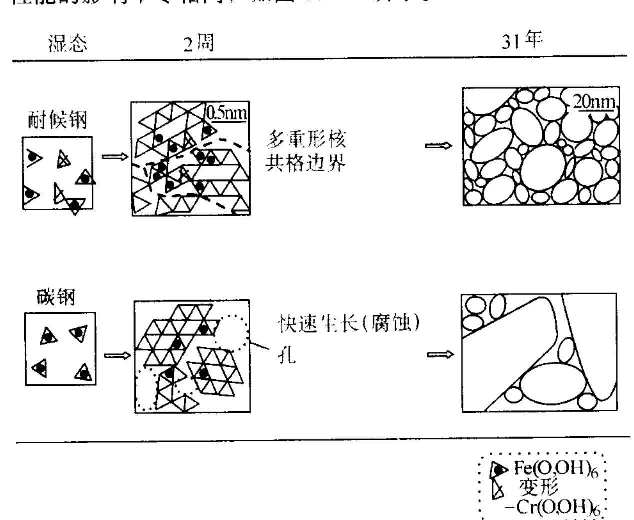


图 6.4-10　锈层的形核和长大过程

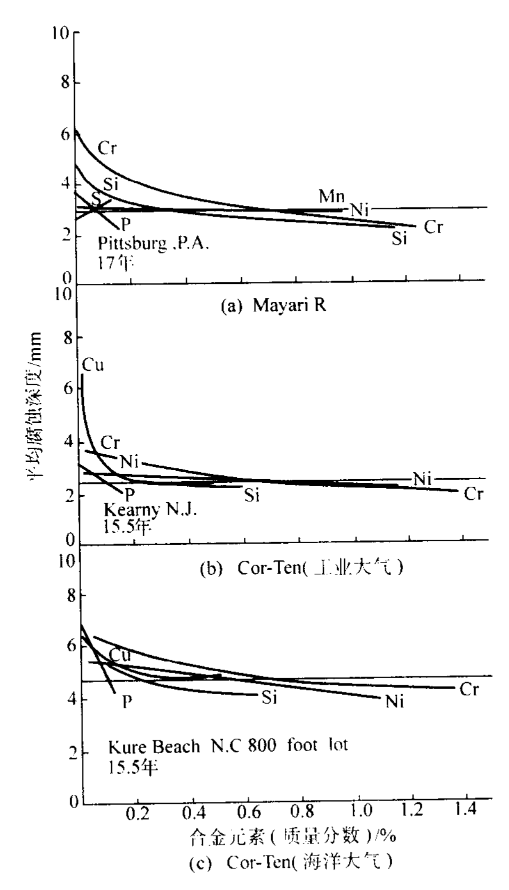


图 6.4-11　合金元素对钢的大气腐蚀的影响

1.2.1　铜

Cu 是耐大气腐蚀钢中对提高耐大气腐蚀性能最主要的、最普遍使用的合金元素，在钢中加入 0.2%～0.5%（质量分数）的 Cu，无论在乡村大气、工业大气或海洋大气中都具有较非合金钢优越的耐蚀性能；而且在污染严重的工业环境中，效果更佳，如图 6.4-11 所示。关于 Cu 对改善钢的耐大气腐蚀性能的作用机理，说法不一，主要有两种机制。一为 Tomashow 提出的促进阳极钝化，认为钢与表面二次析出的 Cu 之间的阴极接触，能促使钢阳极钝化，并形成保护性较好的锈层；另一是 Cu 富集说，认为 Cu 在基体与锈层之间形成以 Cu、P 为主要成分的阻挡层，它与基体结合牢固，因而具有较好的保护作用；这些解释都是基于 Cu 在钢的表面及锈层中的富集现象，因此这两种机制可能同时起作用。但更可能的是由于铜在锈层中形成难溶的化合物堵塞了锈层中的孔隙，Larrabee 发现，在非常纯的纯铁中加入 0.2%（质量分数）的 Cu，对其耐候性影响不大，而当纯铁中含 S 时，则 Cu 对其耐候性影响明显，这说明 Cu 有明显的抵消钢中 S 的有害作用，并且钢中 S 含量愈高，合金元素 Cu 减低腐蚀速率的相对效果愈显著。一般认为这是 Cu 和 S 生成难溶的硫化物所致。

钢中添加 Cu 虽然可以提高钢的耐大气腐蚀性能，Cu 同时又是强固溶强化元素，但含铜钢有热加工敏感性问题，如果加热、轧制工艺不当，就会在钢坯或钢材表面产生网状裂纹（或称龟裂），轻则需要表面处理、重则报废。由图 6.4-12 可见，当铜含量（质量分数）达到 0.2%时，钢具有良好的耐蚀性能，进一步提高铜含量则对耐候性贡献不再那么明显，反而会引起热脆，故耐候钢中铜含量一般控制在 0.2%～0.5%之间。不过 Cu 是强固溶强化元素，在高强度（700 MPa）的耐候钢中，有时 Cu 的含量也高达 1.3%，可以用 Ni 或 Si 来减少热脆性。

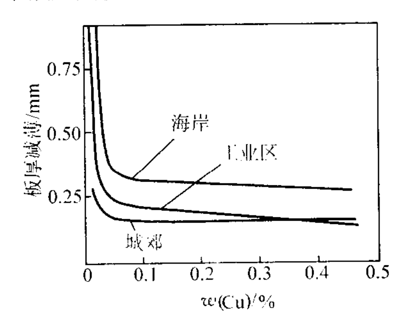


图 6.4-12　钢中的铜对其耐大气腐蚀的影响
（15.5 年的暴露试验结果）

1.2.2　磷

磷是提高钢耐大气腐蚀性能最有效的合金元素之一。一般 P 含量（质量分数）在 0.08%～0.15%时耐蚀性最佳。当 P 与 Cu 联合加入钢中时，显示出更好的复合效应，如图 6.4-13 所示。在大气腐蚀条件下，钢中的 P 是阳极去极化剂，

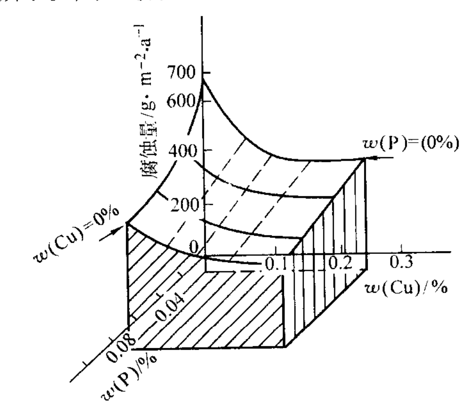


图 6.4-13　铜钢中 P 对大气腐蚀性能的影响



它在钢中能加速钢的均匀溶解和铁的氧化速率，有助于在钢表面形成均匀的 FeOOH 锈层，促进生成非晶态碱性氧化铁 $Fe_x(OH)_{3-2x}$ 致密保护膜，从而增大了电阻，成为腐蚀介质进入钢基的保护屏障，使钢内部免遭大气腐蚀。当磷形成 PO_4^{2+} 还起到缓蚀作用，新近研究表明，PO_4^{2+} 的形成还可阻止 Cl^- 对锈层的渗透，在海洋性气候中有利于保护性锈层的形成。因此在高耐候性钢中，除含铜外还含有 0.08% ~ 0.15%（质量分数）的磷。然而，当钢板较厚时，为了保证焊接性，不宜采用增加磷含量的方法来提高钢的耐候性，应将磷含量控制在 0.04%以下，因磷含量降低而造成的耐候性损失可以由铬和镍来弥补。

此外，钢中含 P 会恶化钢的韧性，特别是剧烈地降低钢的低温冲击韧性。然而，通过加 Al，细化晶粒，可以改善和提高钢的低温冲击韧性。通常，在高耐大气腐蚀钢中的磷含量规定在 0.15%以下。

1.2.3 铬

促使钢表面形成致密的氧化膜，提高钢的钝化能力。耐候钢中 Cr 含量（质量分数）一般为 0.4% ~ 1%（最高 1.3%）。在这个范围内单独添加 Cr，有时反会降低耐大气腐蚀性能，尤其在海洋气候下 Cl 离子含量较高的地区，因而 Cr 本身并不能显著地提高钢的耐大气腐蚀能力，而 Cr 的耐大气腐蚀作用在很大程度上取决于钢中有无其他耐腐蚀的合金元素及其含量。Cr 以及 Cr 和其他耐腐蚀合金元素（例如 Cu、P、Si 等）匹配的各种钢类的耐大气腐蚀性能见表 6.4-3，在耐大气腐蚀钢中单独添加 Cr 并不能提高其耐大气腐蚀性能，甚至相反，比非合金钢还差，但是，如果 Cr 与 Cu、Cr 与 P、Cr 与 Cu、P、Si 等元素匹配，其耐大气腐蚀性能就显著提高。当 Cr 与 Cu 同时加入钢中时，效果尤为明显。最近 MasatoYamashita 等人研究指出，Cr 含量提高有利于细化 α-FeOOH，当锈层/金属界面的 α-FeOOH 中 Cr 含量 $w(Cr)$ 超过 5%时，能有效抑制腐蚀性阴离子，特别是 Cl^- 离子的侵入；同时 T. Kamimura 等人认为，添加 Cr 元素还可以阻止干－湿交替过程中，干燥时 $Fe^{3+} \rightarrow Fe^{2+}$ 的还原反应，从而提高钢的耐候性。

表 6.4-3 含 Cr 钢的耐大气腐蚀性能

钢系	化学成分（质量分数）/%					相对腐蚀损失/%			
	C	Cr	Cu	P	Si	6个月	12个月	18个月	24个月
C	0.13			0.008	0.09	100	103	103	102
C－Cr（1）	0.12	0.46		0.006	0.02	111	111	103	115
C－Cr（2）	0.14	0.93		0.007	0.01	114	122	102	113
C－Cr－P（1）	0.13	0.43		0.19	0.02	87.5	82.5	69	71
C－Cr－P（2）	0.13	0.95		0.18	0.01	92	82	71	79
C－Cu－Cr－Si	0.15	0.97	0.37	0.016	1.07	92.5	87	64.5	66.5
C－Cr－Cu－P－Si（1）	0.17	0.95	0.37	0.12	1.00	88.5	83	59	58
C－Cr－Cu－P－Si（2）	0.14	0.95	0.37	0.21	1.00	81	74	55.5	53.5

1.2.4 镍

镍是一种比较稳定的元素，加入 Ni 能使钢的自腐蚀电位向正方向变化，增加了钢的稳定性。Ni 是对耐大气腐蚀性能有效的元素，它对耐大气腐蚀性能的作用随其含量增加而增大，经过大气暴露实验表明，Ni 对 A588 耐候钢的耐大气腐蚀性的影响，一般来说，Ni 含量（质量分数）每增加 0.1%，腐蚀引起的损失就减少 4%（经过 11 年暴露），腐蚀速率就减小 7%（经过 11 年暴露），侵入 250 μm 深度所需时间增加 15%。K. Shiotani 等对超低碳贝氏体耐候钢的研究显示，Ni 含量对耐候钢的抗大气腐蚀性能的影响明显，如图 6.4-14 所示。而当 Ni 含量在 4%左右时，能显著提高海滨耐候钢的抗大气腐蚀性能。最近日本开发的无 Cr 含 5%Ni 海洋气候耐候钢的耐蚀性证明，稳定锈层中富集 Ni 能有效抑制 Cl^- 离子的侵入，促进保护性锈层生成，降低钢的腐蚀速率。此外，Ni 还可以抑制 Cu 引起的热脆性。

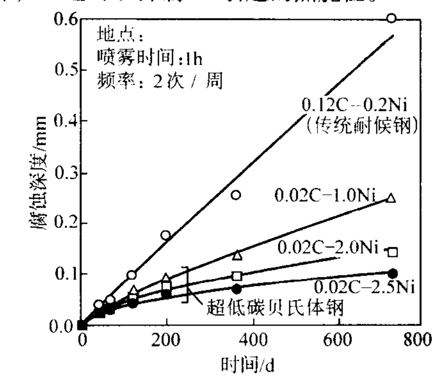


图 6.4-14 镍含量对耐候钢的耐候性能的影响

1.2.5 硅

硅与其他元素，例如 Cu、Cr、P、Ca 配合使用可改善钢的耐候性。Si 能加快钢的凝固速度，有利于减少 P 偏析并促使 P“上坡扩散”，使 P 在表面富集，从而提高耐蚀性。大气暴露实验证明，Si 对 A588 耐候钢的耐大气腐蚀性的影响，一般来说，Si 含量（质量分数）每增加 0.1%，腐蚀引起的损失就减少 4%（经过 11 年暴露），腐蚀速率就减小 6%（经过 11 年暴露），侵入 250 μm 深度所需时间增加 12%。SeiJ. Oh 等人经过 16 年的大气暴露试验认为，较高的 Si 含量有利于细化 α-FeOOH，从而降低钢整体的腐蚀速率，其作用机理目前尚在研究中。在高强度耐候钢中，Si 不仅可以抑制 Cu 引起的热脆性，还可以起到补充固溶强化的作用。而在 Ca 处理钢中，少量的 Si 会形成 $CaO_x \cdot SiO_2$ 或 $CaO_x \cdot Al_2O_3 \cdot 2SiO_2$ 复合化合物，由于 SiO_2 是酸性氧化物能减弱 Ca 的作用，只要硅含量 > 0.4%，则不会形成含 SiO_2 的复合化合物，硅含量 > 0.6%时，会促进内锈层的形成。

1.2.6 钙

近年研究表明，微量 Ca 加入耐候钢中不仅可以显著改善钢的整体耐大气腐蚀性能，而且可以有效避免耐候钢使用时出现的锈液流挂现象。W.T.Jeong 等经试验指出，Ca、Si 的联合使用效果更佳。K.Y.Kim et al 认为，当耐候钢中钙含量（质量分数）$>26\times10^{-6}$ 时，钢中会形成 Ca－Al－Mn－O－S 的复杂夹杂物，直径约为 1 ~ 5 μm，此时，CaO/Al_2O_3 大于 1，CaS/MnS 大于 1，CaO 和 CaS 溶解于钢表面薄电解液膜中，使腐蚀界面的碱性增大，降低其侵蚀性，促进锈层转化为致密、保护性好的 α-FeOOH。W.T.Jeong 等经试验指出，Ca、Si 的联合使用效果更佳。只要硅含量 > 0.4%，则不会形成含 SiO_2 的复合化合物，硅含量 > 0.6%时，会促进内锈层的形成。更进一步，他们还探讨了 Ni、Mo、W 与 Ca 的联合加入，认为这样会使锈层对阴极性离子（特别是 Cl^-）选择吸附受到抑制，这种耐候钢可以用于海洋性气候。

1.2.7 锰

锰对耐蚀性的影响还没有一致认识，较多学者认为 Mn 能提高钢对海洋大气的耐蚀性，但对在工业大气中的耐蚀性没有什么影响；也有的试验认为，增加 Mn 含量会降低钢的耐大气腐蚀能力，例如武钢等在江面桥上的 15 年大气暴露

试验结果表明，含 Mn 低合金钢的腐蚀量普遍大于非合金钢，耐腐蚀性差。耐候钢中锰含量（质量分数）一般为 0.5%～2%。

1.2.8　钼

英国的研究工作表明，Mo 和 Cu 一样，当钢中钼含量（质量分数）为0.4%～0.5%Mo 时，在大气腐蚀环境下（尤其是工业大气）钢的腐蚀速率可能降低 50%以上。试验发现，在 Cu、P 钢中加入 Mo 比加入 Cr 或 Ni 更有效。此外，Mo 也有促进非晶态氧化膜形成的能力。一般很少使用 Mo，因为 Mo 是比较稀缺的合金元素。但是，近来在新一代海洋性气候用耐候钢的开发中，认为 Mo 能形成 MoO_4^{2-}，能有效抑制 Cl^- 离子侵入，提高钢在海洋大气下的耐蚀性。

1.2.9　钴和钨

近期一些研究认为，Co 和 W 同 Ni 一样，稳定锈层中富集 Co 和 W 能有效抑制 Cl^- 离子的侵入，提高钢在海洋大气下的耐蚀性。

1.2.10　RE

稀土元素是不含 Cr、Ni 耐候钢的添加元素之一，RE 元素是极其活泼的元素，它可以提高钢的耐大气腐蚀性能。这种作用可能是：

1）RE 是很强的脱氧剂和脱硫剂，主要对钢起净化作用，氧、硫最终含量质量分数分别为 40×10^{-6} 和 140×10^{-6}，减少了钢中有害的夹杂总量，夹杂物与金属接触面这类的腐蚀场所减少，降低腐蚀源点；

2）RE 元素的加入可细化晶粒，还能在钢材表面形成致密的稀土氧化膜；

3）RE 加入含 P 钢中，可使 P 的宏观偏析减少，可使 P 在晶界和铁素体界面上的偏聚减少 30%，RE 使 P 在晶界的偏析量减少，这样，P^- 在该钢中的分布更合理；

4）钢液中 RE 的 Ce 降低 Cu 的活度，提高 Cu 的溶解度，提高了 Cu 在钢中的利用率；

5）稀土在晶界上的富集，可以提高晶界部分的电位，并抑制碳向该处偏聚；

6）稀土对氢的溶解作用很大，使阴极强烈极化。这些都在不同程度上提高了钢的腐蚀稳定性。

通常 RE 的加入量（质量分数）为小于或等于 0.2%。当稀土含量小于 0.01%时，对 08CuPV 和 09CuPTi 钢的耐大气腐蚀性能改善作用不大。

有时在耐大气腐蚀钢中添加微量的 Ti，Zr，Nb，V 等元素，与其说是提高耐大气腐蚀性能，不如说是改善钢材的质量、性能。

耐大气腐蚀钢中耐蚀合金元素的作用特点是，经长期使用后才显示出明显的耐蚀效果。根据英国 Hudson 所进行的 60 个钢种的试验结果，合金元素与钢的腐蚀速度率（C.I）的关系式是：

$$C.I(mm/a) = 6.44 - 1.167(C) - 1.001(Si) - 0.269(Mn) - 2.410(S) - 10.812(P) - 0.744(Ni) - 2.438(Cu) - 1.182(Cr)$$

H.E.Townsend 对暴晒半个多世纪的大量数据进行回归统计分析，认为在工业大气中，元素对钢耐大气腐蚀影响的顺序依 P，Si，Cr，C，Cu，Ni，Sn，Mo 递减，V，Mn，Al，Co，As，W 无明显作用，S 有极大的损害作用（见图 6.4-15）。

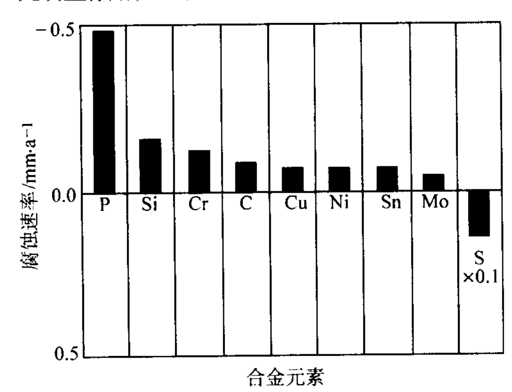


图 6.4-15　合金元素对腐蚀的影响

2　耐候钢的成分、组织与性能

2.1　耐候钢的化学成分

如前所叙，耐候钢对耐腐蚀性有较严格的要求，其成分较其他低合金钢种也有较大的差别。从耐候性能看，铜的作用最大，磷、铬次之，镍只有当其含量较高时才具有显著的作用。故铜为耐候钢的必需元素，磷、铬、镍、硅等为辅助元素。考虑到资源条件，国内研制的耐候钢主要是以铜、磷为主，辅加钒、钛、稀土等，另外则以铜、磷、铬、镍居多，国内外常见耐候钢的化学成分见表 6.4-4、表 6.4-5；表 6.4-6、表 6.4-7 给出的是日本高强度及新型耐候钢的参考化学成分。

表 6.4-4　国内主要耐候钢的化学成分（质量分数）　　%

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	V	RE
05CuPCrNi	≤0.09	0.20～0.50	0.20～0.50	0.05～0.12	≤0.04	0.30～1.25	≤0.65	0.25～0.50			
06CuPRE	≤0.08	0.10～0.40	0.15～0.45	0.06～0.12	≤0.035			0.25～0.30		Re 加入量≤0.12	
09CuPCrNi	≤0.12	0.20～0.50	0.20～0.50	0.07～0.12	<0.04	0.30～0.60	0.25～0.40	0.25～0.35			
09CuPTiRE	≤0.12	0.20～0.40	0.25～0.55	0.07～0.12	≤0.04	0.01	0.01	0.25～0.35	≤0.03		0.15
B480GNQR	≤0.12	0.25～0.75	0.20～0.50	0.07～0.15	≤0.03	0.30～1.25	≤0.65	0.25～0.55			
B160NQ	≤0.12	0.12～0.35	≤1.00	0.06～0.12	≤0.03			0.20～0.40	≤0.10		
10CrNiCuP	≤0.12	0.10～0.40	0.20～0.50	0.07～0.12	≤0.04	0.03～0.65	0.25～0.50	0.25～0.45			
08CuPVRE	≤0.12	0.20～0.40	0.20～0.50	0.07～0.12	<0.04			0.25～0.45		0.02～0.08	0.02～0.20
09CuPRE	≤0.12	0.17～0.37	0.50～0.80	0.07～0.12	≤0.045			0.25～0.40			0.15
08CuP	≤0.12	0.20～0.40	0.20～0.50	0.07～0.12	≤0.045			0.25～0.45			
09MnCuPTi	≤0.12	0.20～0.50	1.00～1.50	0.05～0.12	≤0.045			0.20～0.45	≤0.03		
08MnPRE	≤0.08～0.12	0.20～0.45	0.60～1.20	0.08～0.15	≤0.04						0.10～0.20
WSPA	≤0.12	0.20～0.50	0.20～0.50	0.07～0.12	≤0.04	0.25～0.40	0.30～0.60	0.25～0.35			
MFS345	≤0.12	0.20～0.60	0.50～0.90	0.07～0.12	≤0.03			0.25～0.50	≤0.03		≤0.12
NFS340	0.06～0.14	0.30～0.70	0.90～1.40	0.07～0.12	≤0.06			0.25～0.50	≤0.05		≤0.12



表 6.4-5 国外耐候钢的化学成分（质量分数）

%

国别	钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Mo
美国	CORTEN-A	≤0.12	0.25~0.75	0.20~0.50	0.07~0.15	≤0.05	0.30~1.25	≤0.65	0.25~0.55			
	CORTEN-B	0.1~0.19	0.16~0.30	0.90~1.25	≤0.04	≤0.05	0.40~0.65		0.25~0.40		0.02~0.1	
	MAYARI-R	≤0.12	0.10~0.50	0.50~1.00	0.08~0.12	≤0.50	0.40~1.00	0.25~0.4	0.50~0.70			
	TRITEN	≤0.22	0.30	1.25	<0.04	≤0.05		0.20		0.02		
日本	SPA-H	≤0.12	0.25~0.75	0.20~0.50	0.07~0.15	≤0.04	0.30~1.25	≤0.65	0.25~0.60			
	SPA-C	≤0.12	0.25~0.75	0.20~0.50	0.07~0.15	≤0.05	0.30~1.00	≤0.45	0.25~0.55			
	FUJI CORTEN	≤0.12	0.25~0.75	0.20~0.50	0.07~0.15	0.05	0.30~1.25	≤0.65	0.25~0.55			
	CUPTEN-G	≤0.12	≤0.06	≤0.06	0.06~0.12	≤0.04	0.40~1.25		0.20~0.50	≤0.15		≤0.35
	YAWENSO	≤0.12	≤0.35	0.60~0.90	0.06~0.12	≤0.04			0.25~0.55			
	SMA41A,B,C	≤0.20	≤0.35	≤1.40	≤0.04	≤0.04	0.20~0.65		0.20~0.60			
	SMA41A,B,C	≤0.19	≤0.75	≤1.40	≤0.04	≤0.04	0.30~1.20		0.20~0.70	加 Mo,Nb,Ni,Ti,V,Zr 一种以上		
德国	S135/50	0.07~0.12	0.30~0.60	0.30~0.50	0.08~0.13	<0.05	0.07~1.00		0.20~0.35			
	KT52-3	0.08~0.12	0.25~0.50	0.90~1.20	0.05~0.09	<0.04	0.50~0.80		0.30~0.50		0.04~0.1	
俄国	10XHП	≤0.12	0.17~0.37	0.30~0.60	0.07~0.12	≤0.035	0.50~0.80	0.30~0.6	0.30~0.50			
波兰	10H	<0.15	0.30~0.70	0.25~0.50	<0.15	<0.05	0.50~0.80		0.25~0.55			
瑞典	DONEX600	≤0.12	≤0.30	≤0.19	≤0.025	≤0.00	Al≤0.015，含少量 Nb、V、Ti					
	DONEX700	≤0.12	≤0.40	≤0.06	≤0.025	≤0.00	Al≤0.015，含少量 Nb、V、Ti、Mo					
韩国	PAWS 50	≤0.12	0.15~0.35	≤0.90	0.06~0.13	≤0.012			0.25~0.50	≤0.15		
	POSTEN80	≤0.16	0.15~0.35	≤1.20	≤0.03	≤0.03	0.40~0.80		0.15~0.50		≤0.10	0.30~0.60
	POSTEN80E	≤0.21	0.15~0.35	≤1.60	0.03	≤0.03	≤0.65		≤0.50		≤0.10	≤0.25

表 6.4-6 高强度耐候钢的化学成分（质量分数）

%

TS/MPa	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Mo
400	0.003	0.04	0.81	0.097	0.001	0.28	0.32	—
540	0.045	0.05	1.27	0.097	0.001	0.32	0.27	0.16
590	0.049	0.04	1.54	0.097	0.001	0.32	0.28	0.19
780	0.055	0.09	1.79	0.100	0.01	0.31	0.29	0.20

表 6.4-7 超低碳贝氏体耐候钢的化学成分（质量分数）

/%

钢	Grade	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	C_{eq}	P_{cm}
乡村大气用钢	570 MPa	0.02	0.32	1.37	0.011	0.004	0.49	0.24	0.51	0.37	0.16
海洋大气用钢	400 MPa	0.02	0.29	0.30	0.011	0.002	0.42	2.75	0.02	0.15	0.11
	490 MPa	0.02	0.30	1.02	0.009	0.003	0.38	2.67	0.02	0.27	0.15
	570 MPa	0.02	0.29	0.99	0.011	0.003	0.37	2.70	0.02	0.27	0.15

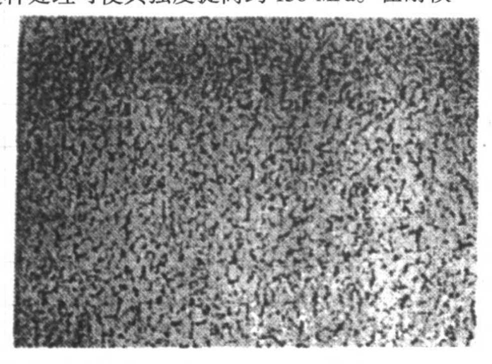
注：$C_{eq} = C + Mn/6 + Si/24 + Ni/40 + Cr/5 + Mo/4 + V/14$。

$P_{cm} = C + Si/30 + Mn/20 + Cu/20 + Ni/60 + Cr/20 + Mo/15 + V/10 + 5B$。

2.2 耐候钢的组织

常见耐候钢的显微组织均属冷轧或热轧后的趋于平衡态的组织，由铁素体及少量珠光体组成，晶粒度约为 8 级，如图 6.4-16 所示。这种组织未必是耐候钢的最佳组织和最佳相组成及相分布，至少不是唯一对耐候钢可取的显微组织和结构。显微组织的变化（例如多边形铁素体、块状铁素体、针状铁素体、以及贝氏体等）及钢中夹杂物的形态分布除取决于化学成分外，对热轧状态下的耐候钢还与终轧温度、终轧道次后的冷却速度等热轧工艺有关；冷轧状态下的耐候钢

则与退火工艺有关。宝钢生产的 B480NQR，其合金成分相当于 Cor－Ten A，如果将钢质炼得较为纯净（w(N)＜40×10^{-6}），并进行控轧的方法，可使其晶粒度达 10 级，以提高其强度，如图 6.4-17 所示；而进一步加入 Ti 或（和）V 处理，通过形成 Ti（CN），V（CN），（Ti，V）（CN）析出物（图 6.4-18），这些析出物直径约为 10～30 nm，使其晶粒度达 12 级，通过这种处理可使其强度提高约 150 MPa。在耐候钢的组织变化和钢中夹杂物的形态分布对钢的强韧性及焊接性能的影响方面的研究有不少的报道，例如，可以采用低碳或超低碳的贝氏体组织来提高耐候钢的强度和改善其焊接性能，采用针状铁素体组织来提高高寒地区使用的耐候钢的强度和改善其低温韧性。但是，耐候钢的组织变化和钢中夹杂物的形态分布对耐候钢的耐腐蚀性能的影响以及如何根据改善后的结构和组织的需要来重新调整成分的研究则少见报道。



(a) 组织　　(b) 碳化物分布

图 6.4-16 WSPA 的显微组织

图 6.4-17 B480NQR 的显微组织

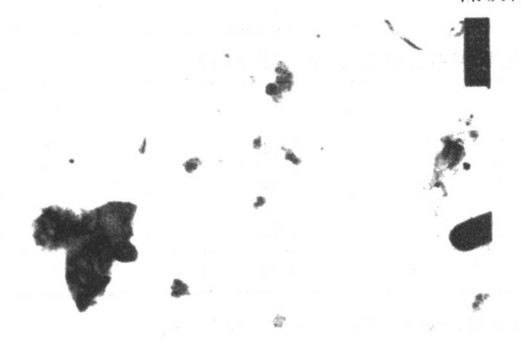
2.3 耐候钢的性能

2.3.1 耐候钢的力学性能

耐候钢除需具有良好的耐大气腐蚀性能外，尚需有足够高的强度、塑性与韧性以及最佳的强韧性配合。表 6.4-8 为国产耐候钢的力学性能，其强度、塑性及韧性均已达到 CORTEN 和 SPA 耐候钢的水平。

2.3.2 耐候钢的焊接性能

Cu、P 等是赋予钢以耐候性的元素，但又助长焊接裂纹。特别是当 P 含量（质量分数）达到 0.1%以上时影响更大，当焊接金属凝固时，P 促进低熔点夹杂物的生成，既易产生高温裂纹，又增加低温裂纹敏感性，使焊缝的延展性和韧性变坏。然而，P 对钢的有害作用与钢的碳含量有关，降低碳含量而使钢中 C 和 P 的总含量不超过质量分数为 0.25%时，则可防止冷脆倾向。国产耐候钢的碳含量和磷含量（质量分数）均不超过 0.12%，C 和 P 的总含量质量分数最高不超过 0.24%，未达 0.25%的限度，因此解决了 P 对耐候性有利而对焊接性有害的矛盾。铜含量低于 0.55%时对焊接性危害不大，国产耐候钢的铜含量均低于 0.45%。



元素	CPS	质量分数/%
Si	0.042	1.361
Ti	2.057	69.782
V	0.278	9.718
Cr	0.127	4.441
Mn	0.060	2.200
Fe	0.157	5.838
Ni	0.169	6.671

图 6.4-18 Ti，V 处理耐候钢的析出物

总体说来，一方面可以用控制合金元素的总量来控制耐候钢的焊接性，即用碳当量 C_{eq} 来控制，另一方面，可以用耐候钢专用焊条来控制。当然，焊件厚度也是很重要的因素，例如我国标准规定，耐候钢的最大焊接厚度为 16 mm。

2.3.3 耐候钢的耐腐蚀性能

耐候钢在使用过程中表面会逐步形成一层致密的、附着牢固的腐蚀产物保护膜，阻止大气中的氧、水及其他腐蚀性介质对基体进一步腐蚀，使其腐蚀速率相对于非合金钢大大降低。图 6.9-19 为不同地区大气中暴露 4 年的非合金钢和耐候钢腐蚀深度随时间的变化，从图中可以看出，耐候钢有明显的耐大气腐蚀性能，并且随时间的延长和腐蚀环境的严重，耐蚀效果会变得越加明显。在污染较轻的北京，耐候钢和非合金钢的腐蚀率相差较小（见图 6.4-19a）；在有氯离子污染严重的青岛，非合金钢（Q235）腐蚀率较经济耐候钢的腐蚀率高 50%（见图 6.4-19b）；在有二氧化硫存在的江津，非合金钢（Q235）腐蚀率较经济耐候钢的腐蚀率高 1 倍（见图 6.4-19c）。在潮湿和氯离子严重的万宁，四年后普通碳钢腐蚀率比经济耐候钢的腐蚀率高 2 倍（见图 6.4-19d）。



表 6.4-8 国产耐候钢的力学性能

公司名称	钢号	标准与水平	适用厚度/mm	轧材状态	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	弯曲试验180°	冲击试验 $A_{KV(U)}$/J 常温	0℃	-40℃
武钢	06CuPRE	标准	1.0～2.5	冷轧板	≥275	≥390	≥30	—	—	—	—
		实际	1.0～2.0		285～320	395～425	37～48	—	—	—	—
武钢	09CuPTiRE	标准	2.3～12	热轧板	≥295	≥390	≥24	$d=1.5a$	—	—	U 形横向≥29
		实际	2.3～12		304～395	455～495	31～33	$d=1.5a$ 合格	—	—	59～157
武钢	09CuPTiRE	标准	—	型钢	>295	≥430	≥22	$d=2.0a$	—	—	—
		实际	24～16		311～399	440～553	24～28	$d=2.0a$ 合格	—	—	V 形 43～96.7
武钢	NFS345	标准	3～12	热轧板	≥345	≥440	≥22	$d=a$（≤6 mm） $d=1.5a$（>6 mm）	—	—	—
		实际	3～6		352～381	448～491	28～36	$d=1.5a$ 合格	—	—	U 形横向 42.9～61.3
武钢	NFS390	标准	4～12	热轧板	≥390	≥490	≥21	$d=a$（≤6 mm） $d=1.5a$（>6 mm）	—	—	—
		实际	4～6		392～431	523～577	27～32	$d=a$ 合格	—	—	—
鞍钢	08CuP	标准	2.5～6.0	热轧板	≥295	≥430	≥24	$d=2a$	—	—	U 形横向 36.1～155
		实际	6.0		327 横向 327 纵向	451 横向 470 纵向	32 横向 32 纵向	$d=2a$，a，0 合格	—	—	—
鞍钢	08CuPVRE	标准	—	型钢	≥295	≥430	≥24	$d=2a$	—	—	U 形横向 42.3～129
		实际	12～30 12～16		333～451	451～559	25～38	$d=2a$，a，0 合格	—	—	—

公司名称	钢号	标准与水平	适用厚度/mm	轧材状态	厚度/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	弯曲试验180°	冲击试验 A_{KV}（U）/J 常温	0℃	-40℃	时效
攀钢	09CuPRE	标准	—	型钢	—	≥295	≥430	≥22	$d=2a$	—	—	—	—
		实际			—	353～441	461～539	29～36	$d=2a$ 合格	—	—	—	—
鞍钢	09CuPCrNi B	标准	≤2.5	冷轧板	—	≥265	≥402	≥27	$b=20$ $d=a$	—	—	—	—
		实际	1.2～2.5		—	304～353	471～520	33～41	$b=35$ $d=0$ 合格	—	—	—	—
武钢	09CuPCrNi B	标准	≤2.5	冷轧板	—	≥265	≥402	≥27	$b=20$ $d=a$	—	—	—	—
		实际	2.0～2.5		—	295～345	405～470	29～47	$b=20$ $d=0$ 合格	—	—	—	—
武钢	09CuPCrNi B	标准	2.0～12	热轧板	—	≥295	≥430	≥24	$d=2a$，a	—	—	—	—
		实际	2.0～12		—	310～346	440～500	26～30	$d=2a$，a 合格	—	—	—	—
武钢	09CuPCrNi A	标准	2.0～12	热轧板	—	≥345	≥480	≥22	$d=2a$	—	—	—	—
		实际	2.0～12		—	360～430	490～550	30～39	$d=2a$ 合格	—	—	—	—
武钢	NH35q	标准	12～50	热轧板	—	≥345	≥490	≥21	$d=3a$	U 形横向≥55	U 形横向≥39	—	≥27
		实际	12～50		≤16 16～40 >40	380～470 353～422 441	540～580 520～565 569	26～30 24～31 21	$d=3a$ 合格 $d=3a$ 合格 $d=3a$ 合格	128 137.6 169.1 229.9 158.6 175	112.8 124 160.2 189.7 151.1 163.2	—	132 181 152 182 120 149

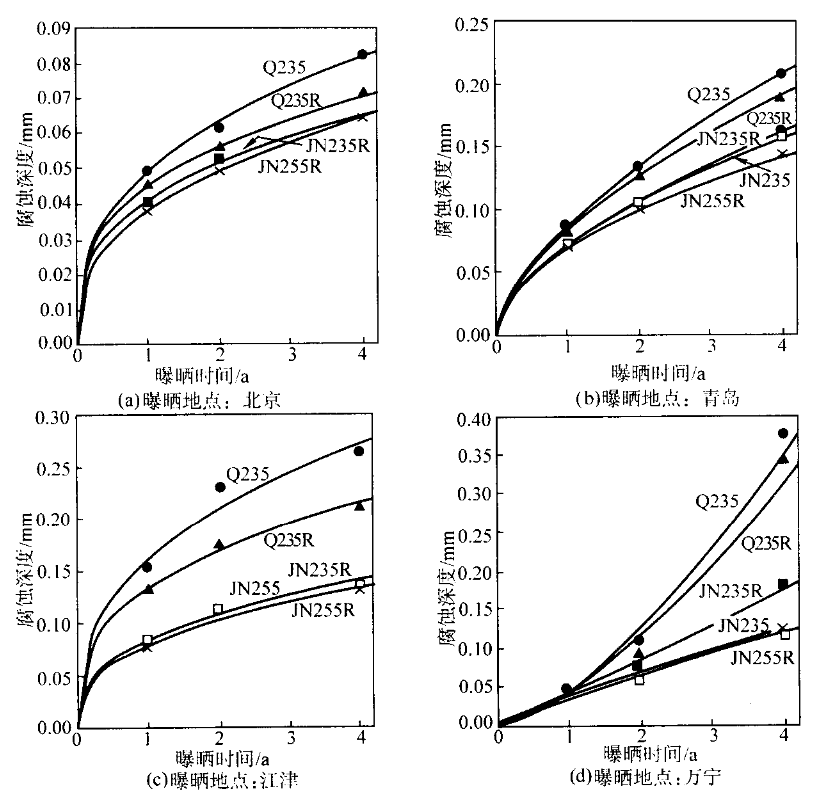


图 6.4-19　不同地区耐候钢与非合金钢的耐大气腐蚀性能比较

3　耐候钢的应用

3.1　耐候钢的使用方式

耐候钢的使用方法可以归纳为以下3种：涂漆使用、锈层稳定化处理后使用和裸露使用，其中唯有裸用是最经济和最有效的使用方法，实际也最多。尽管如此，耐候钢进行涂漆防腐处理后使用的场合也很多，尤其是在车辆和集装箱方面，研究表明，耐候钢的涂装效果优于非合金钢，为后者的两倍以上，经防腐蚀处理的耐候钢铁路客货车的寿命可延长到30～35年，大大高于非合金钢车箱。

3.2　耐候钢的应用领域

耐候钢可以轧成热或冷板卷、型材、线材甚至管材，根据使用情况，耐候钢可分为一般结构用耐候钢（结构用高耐候钢）和焊接结构用耐候钢。前者主要用于非焊接或焊接要求不高的结构件中，具有优良的耐大气腐蚀性能，以 Cu－P 系为主，其中磷含量（质量分数）在0.07%～0.15%之间。由于磷含量高，所以这类钢的屈服强度一般在343 MPa以下，板厚一般不超过16 mm，美国的 ASTMA242 系列和日本的 JIS 中的 SPA 系列耐候钢均属此类。目前，我国这种结构用高耐候钢的发展十分迅速，除了仿制的几个品种，例如 09CuPCrNi（仿 Cor－Ten）和 09CuPTi（又称 09MnCuPTi）以外，还发展了具有中国特点的新品种，例如 09CuPTiRE、09-CuPRE 和 08CupVRE 等，并且已经制定出国家标准《高耐候性结构钢》GB/T 4171—2000。焊接结构用耐候钢，主要用于大型焊接结构中，以 Cu－Cr－Ni 系为主，磷含量 $w(\mathrm{P})$ 在0.04%以下，具有优良的焊接性能和低温韧性，应用十分广泛。例如，已有美国的 ASTMA 588 和 A514 系列、日本的 JIS SMA 系列耐候钢等型号，我国也制定了国家标准《焊接结构用耐候钢》GB/T 4172—2000。

耐候钢的应用领域具体有：

1）钢结构及构件　包括铁路公路钢桥、建筑物、铁塔铁架及其他户外结构；

2）车辆　包括铁路车辆（客、货车、地铁车等）、公路车辆（大型客车、载重汽车、轿车）、工程车辆（挖掘车、起重机等）；

3）矿用设备、机械设备等；

4）集装箱　目前中国的集装箱产量占世界的70%左右，约100多万个标准箱，每年用耐候钢近200万吨；

5）输送管线　用于煤、矿灰、泥等浆体的输送。

4　耐候钢开发的新方向

目前耐候钢的研究主要集中在以下几个方面。

4.1　开发新一代耐候钢

4.1.1　开发强度级别更高的耐候钢

开发强度级别更高的耐候钢，主要有两条途径。

1）通过提高合金元素含量，例如瑞典钢公司近年研制开发的 Domex 系列耐候钢，屈服强度达600～800 MPa。

2）通过控轧控冷工艺采用形变诱导细化晶粒的方法提高强度。

4.1.2　开发在海洋气候环境下使用的耐候钢

传统的以 Cor－Ten 系列为基础的耐候钢在农村大气和工业大气中表现出良好的耐候性，而在海洋大气中由于氯离子渗透作用不能形成稳定的保护层。在海洋气候环境下使用的耐候钢开发方向主要有：

1）通过提高 Ni 含量，例如 $w(\mathrm{Ni})=5\%$ 来形成致密和附着良好的内锈层；

2）通过添加 Ni－Mo－P 或 Ni－W－P 等使之形成 PO_4^{3-}、MoO_4^{2-}、WO_4^- 离子来阻止 Cl^- 在锈层中的渗透（图6.4-20）；

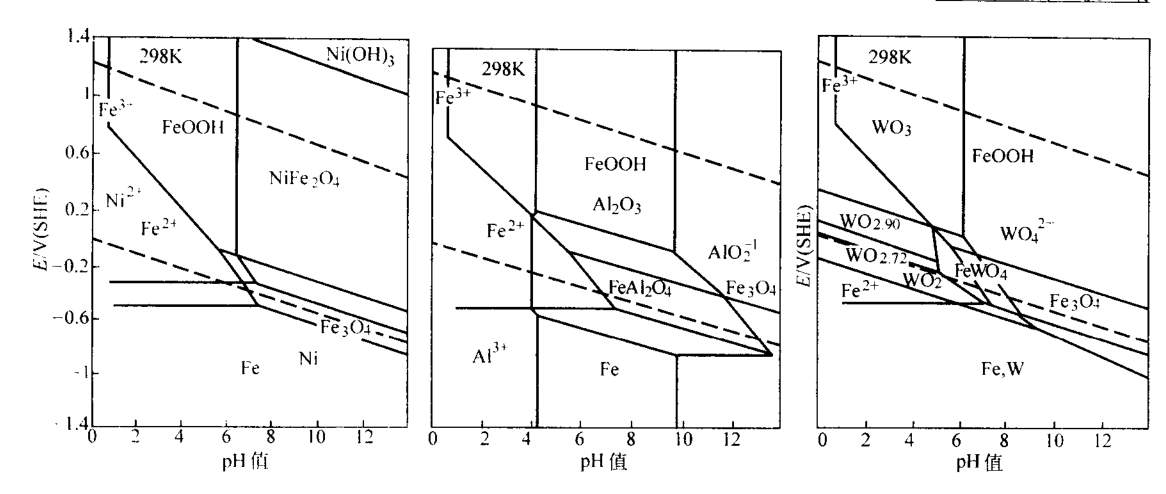


图 6.4-20 海洋气候环境下使用的耐候钢开发原理

3）通过处理使钢表面水膜形成局部微区的碱性环境，促使 α-FeOOH 的加速形成。

4.2 进一步对耐候钢的耐候机制进行研究

通过现代物理分析方法，特别是一些微区分析及原位检测手段对暴露长达几十年的耐候钢锈层的结构和成分进行分析，来进一步对耐候钢的耐候机制进行研究。

5 低合金耐海水腐蚀钢

海洋约占地球面积的7/10，与人类生存、生活有着密切的关系。辽阔的海洋不仅具有丰富的天然资源，而且也是世界各国相互交往的天然通道。20世纪70年代以来，随着海洋开发事业的迅速发展，海洋深处加速勘探，海上采油装置日益增多，海岸设施和海洋建筑不断兴起，其所使用材料的需求量越来越多。

海洋开发使用的材料很多，有钢铁、钛、铝、混凝土、塑料、玻璃等，但是最主要的使用材料还是钢铁。

目前，海洋结构物大量使用的还是普碳钢和低合金高强度钢，其中低合金耐腐蚀用钢不仅有高的强度和良好的基本性能，而且又耐腐蚀，又经济，更是海洋开发使用的良好材料。

5.1 耐海水腐蚀钢的发展历史

海洋结构物（包括固定式和移动式）的腐蚀包括海洋大气带，飞溅带，全浸带、潮差带和海土带5个不同部位的不同腐蚀。除海洋大气带为海洋大气腐蚀外，其余的4个带统称为海水腐蚀。所以，海洋开发用低合金耐腐蚀钢实际上包括耐大气（海洋大气）腐蚀钢和耐海水腐蚀钢两类。

美国自1910年最早开始进行耐大气腐蚀钢的研究工作，到1933年研究成功了“Corten”钢，并投入了市场进行销售；自1936年开始研制耐海水腐蚀钢，到1951年研制成功了“Mariner”钢，并于1964年投入了市场进行销售。这两个钢号分别是世界上第一个低合金耐大气腐蚀钢和第一个低合金耐海水腐蚀钢的名牌钢号。以后，世界各国才根据自己的国情、需要，相继开发了各种系列、各种使用范围和用途的众多耐大气和海水腐蚀钢号，并投入了市场销售和推广使用。

就耐海水腐蚀钢而言，从世界上产生第一个名牌钢号“Mariner”钢起，迄今已研制了几十年，钢号也不少，但是应用范围并不很广，产量也不很多，究其原因，乃是由于耐海水腐蚀钢的耐腐蚀性能受到某种程度的限制。因为影响海水腐蚀的因素很多，诸如海水中氧的溶解量、盐分浓度、温度、流速、海生物、pH值、污染海水等，这些腐蚀因素不仅对钢在海水不同部位的4个带（飞溅带、潮差带、全浸带、海土带）的腐蚀影响和腐蚀机理各不相同，而且在不同的海域中，其腐蚀状况和腐蚀规律也各不相同，甚至差别很大。所以说，海水对钢的腐蚀情况非常复杂，而要求低合金高强度钢完全满足整个海洋各个海域、海水的4个带的耐腐蚀性能实在是很困难的。迄今为止，世界上还没有一个低合金耐海水腐蚀钢号能够全面达到这个要求。就拿耐海水腐蚀著称的名牌钢号“Mariner”钢来说，也只是在飞溅带显示了其极好的耐腐蚀性能。所以现在在国内外市场上出售的耐海水腐蚀钢，在应用范围上都有其局限性。例如在日本出售的耐海水腐蚀钢有10多种，就分成飞溅带用钢、全浸带用钢、飞溅带和全浸带用钢等不同应用范围的钢。尽管如此，为了开发海洋资源，发展海洋事业，开发和发展低合金耐海水腐蚀钢仍不失为海洋开发的重要使用材料。日本是个岛国，为了其本国的发展，对海洋开发事业非常重视，因此，在耐海水腐蚀钢的研制，生产和发展方面投入了很大的人力和物力。可以说，近些年来国外开发的耐海水腐蚀钢钢号大部分来自日本。这一方面固然是其环境使然，但在另一方面，从整个海洋开发所使用材料的综合使用效果考虑，虽然现有的低合金耐海水腐蚀钢的耐腐蚀性能尚嫌不足，但是这种钢毕竟还具有许多其他材料所不可比拟的优点，综合的使用效果是上乘的。

国内从1965年起，断断续续地对185个钢号进行了室外大气和海水中的腐蚀挂片试验，并从中筛选了16个国产钢号从1978年起在东海（厦门），南海（湛江）和北海（青岛）3个海域的附近海面的海洋大气带，海水间浸带（潮差带）和全浸带进行了为期10年的5个周期（1，2，4，7和10年）的全国海洋用钢统一评定试验。

16个试验钢号包括了Ni-Cu-P系，Cr-Al系，P-V系等的10NiCuP钢，10CrMoAl钢，10Cr2MoAlRE钢，09MnCuPTi钢，10CuPV钢，10AlCuP钢，08PV钢，08PVRE钢，10CrPV钢，10MoPV钢，10MnPNbRE钢，10NbAl钢，10NiCuAs钢，10Cr-MoCuSi钢，09CuWSn钢和12NiCuWSn钢。通过海洋用钢统一评定试验的4年、7年试验结果如下。

1）在海洋大气中，低合金钢的耐腐蚀性能与其合金元素总含量基本上成正比的关系。加入Cr、Ni、P、Cu、Mo、Al等合金元素的效果较好，其中以Cr-Mo-Al的配合最好。10Cr2MoAlRE钢具有最好的耐海洋大气腐蚀性能。

2）在海水中，Cr-Mo-Al系和10Cr2MoAlRE钢在海水全浸的条件下仍具有良好的耐腐蚀性能，名列前茅。对于耐海水局部腐蚀来说，除Cr、Mo、Al外，钢中加入Ni、Cu、P、V、W、Mo等合金元素都是有效的。

3）海洋大气中的腐蚀规律性较强。各钢号在各周期中

的变化不大，较短的周期即可对其耐腐蚀性能作出评价。然而，在海水中的腐蚀情况则不相同，4年周期以前，一般情况是间浸腐蚀量比全浸的大些，但是7年周期的结果，全浸腐蚀量已高于间浸腐蚀量，这也说明了海水腐蚀的复杂性。

我国虽然从1965年起就已开始研制耐海水腐蚀钢，但是通过鉴定和在鉴定后投入生产和在市场上销售的钢号和数量并不多。到目前为止，已通过鉴定的钢号有6个，例如10Cr2MoAlRE钢，08PVRE钢，09MnCuPTi钢，10MnPNbRE钢，10NiCuAs钢和10CrMoAl钢，其中只有10MnPNbRE钢在1969年纳入了冶金部部颁标准，而且产量较大，主要用于钢板桩，其余鉴定转产的钢号（其中09MnCuPTi钢主要是耐大气腐蚀钢），除了少数用户因某项工程需要进行订货外，尚未推广开来，应用少，产量也少。此外，就这些钢号的应用情况来看，多用在钢板桩、海水冷凝器、输海水管线、管桩、船坞闸门、水鼓等方面，虽然也制造了一些驳船、浮码头等，但尚未涉及大型的固定式和移动式的海洋结构物。因此，就开发和发展低合金耐海水腐蚀钢来说，我国还有很大的潜力。还有大量的研究、生产和推广使用的工作要做。

5.2 耐海水腐蚀钢的性能

海洋结构物的种类很多，除船舶、潜艇外，还有海上采油平台，海底石油采掘设备，石油贮藏设备和海底输油、气管道，海上机场，海洋观察塔等。直到现在，海洋结构物虽然大多采用船舶用钢，但是，众多的海洋结构物型式，制造安装和使用情况毕竟与船舶不完全相同，所以除了对船舶用钢的性能要求外，根据海洋结构物的不同型式、制造、安装和使用特点，进一步突出以下的性能要求。

1）焊接性能　由于大型海洋结构物大多是管件，圆形构架状的组合，形状变化大，而且往往需要将数根组合的管子在应力集中处进行焊接。此外，海洋设施大多在露天或海上作业条件很差的情况下进行焊接，操作困难，焊接复杂，所以需要有比船舶用钢更好的焊接性能和更便于焊接操作的条件。此外，需要精心选择焊接和严格执行焊接的施工方法，以避免在焊接过程中产生焊接的缺陷和事故。

2）耐腐蚀性能　海洋结构物在海洋环境下将受到潮流、盐分，水温、微生物等腐蚀影响。虽然海洋结构物在海洋环境中的腐蚀情况随海域、在海水中的不同部位、结构物的种类等不同而异，但是一般都较内陆大气腐蚀剧烈得多，而且海洋结构物与船舶不同，一旦投入运行，就难以定期进行维修和重新涂刷防腐涂料，所以希望钢材有更好的耐腐蚀性能。

3）应力腐蚀　海洋结构物在波浪、风力等产生的应力以及焊接、冷加工作业等所存在的残余应力作用下，将产生应力腐蚀，作为防止应力腐蚀的办法是：消除焊接、冷加工作业时的残余应力；通过涂层以避免易产生裂纹的金属与腐蚀介质直接接触；采用阴极保护。为了防止应力腐蚀破裂，焊接件的整个表面的最大硬度应限制在 < 200HV。

4）疲劳性能　海洋结构物一方面受到波浪、风力等的作用，另一方面在水面附近又不断地受到反复应力的作用，特别是在海水腐蚀和腐蚀疲劳的双重因素作用下，将使钢材急剧地发生破坏。就材料而言，疲劳破坏与钢中的夹杂、气体有关；从结构上讲，疲劳破坏与断面大小、坡口，表面缺陷等焊接缺陷有关。

5）冷加工性　一般船体结构用钢，即使是大型的船舶用钢，仅用30～40 mm厚的钢板，而像海底石油采掘设备等大型海洋结构物则需要用60～70 mm厚钢板，而且主要是进行冷加工，因此需要钢板有更好的冷加工性。

6）韧性　海洋设施一般是厚壁管型结构居多。由于海洋结构物的特殊结构型式，加上局部联结处受到波浪、风力等冲击所造成的应力集中，远比船体发生脆性破坏的危险性大。为此，必须要求钢材具有足够的韧性，特别是在寒冷地区，更需要有足够的低温韧性。

5.3 耐海水腐蚀钢的成分设计特点

5.3.1 成分设计特点

低合金耐海水腐蚀钢是在低合金高强度钢的基础上突出耐海水腐蚀性能而开发出来的钢类，所以，其成分设计首先要保证作为低合金高强度钢的基本性能特点，然后，为了提高耐海水腐蚀性能，调整和添加有利于耐海水腐蚀性能要求的合金元素。

按照海洋结构物在海水中的不同部位（海洋大气带、飞溅带、潮差带、全浸带和海土带）的不同腐蚀情况，在成分设计上应有所区别，现根据一些试验结果和开发的钢种系列分述如下。

（1）海洋大气带

海洋大气带属海洋大气腐蚀。

海洋大气中有大量含盐微粒的水汽，由于 Cl^- 的腐蚀活性比较强，加上雨、雾、风速、相对湿度等气象因素，所以其腐蚀程度比其他类别的大气严重。对耐海洋大气腐蚀的有效合金元素有Cu，P，Si，Al，Mo，Cr等，而效果最显著的元素为P和Cu。

不与海水直接接触的海洋结构物部分可采用耐海洋大气腐蚀钢。如果海洋结构物采用的耐海水腐蚀钢兼有与其同等的耐海洋大气腐蚀性能，则不仅可以简化使用钢号，而且还可便于管理和工人操作，省去不少麻烦。

（2）飞溅带

飞溅带一般是指平均潮位受到波浪作用的上限部分。在这个部位，一方面由于受到海水交替的干湿变化，溶解的氧量也比较多；另一方面由于日光的照射使温度升高，再加上在海面的污损生物、浮油等的附着以及台风、流冰的冲击等促进腐蚀因素，所以腐蚀极为剧烈，是海水腐蚀环境中腐蚀最严重的部位，其腐蚀速度可达到全浸带的好几倍。提高钢在飞溅带耐腐蚀能力的有效合金元素有P，Cu，Mo，Ni，Cr，Si，W，Ti等，而效果最显著的元素为Cu，P，Mo。

（3）潮差带

潮差带和飞溅带相似，照理来说。也是腐蚀严重的部位，但是由于潮差带的供氧情况比其邻近的全浸带为好，在它们之间形成氧的浓差电池，潮差带成为该电池的阴极而受到保护，腐蚀的速度和程度降低。如果为了要提高钢在潮差带的耐腐蚀能力，也可选用与飞溅带相同的有效合金元素。

（4）全浸带

一般是指低潮位到海底泥线之间海水浸着的部分。全浸带由于上述氧的浓差电池作用和由于海水流动所造成的金属面上氧的分布不均匀而形成氧的浓差电池以及海生物等作用，加上不同的金属接触所产生的电化学腐蚀等，所以在海水中的腐蚀除了金属的均匀腐蚀外，还将产生局部腐蚀或点蚀。

作为减少钢在全浸腐蚀带的有效合金元素有Cr，P，Al，Mo，Si等。其中特别值得注意的合金元素是Cr。

在深海，由于含氧量少，海水温度随着水深而降低，海生物附着减少；同时海水流速也减慢，所以腐蚀速度较慢，合金元素的效果也变得不明显。

（5）海土带

海土带对钢的供氧量极少，所以腐蚀也最轻。对于部分埋在海底，部分裸露在海水中的钢结构，由于氧的浓差电池作用，加快了埋在海底中那部分钢的腐蚀。此外，在海土中，特别是在浅海海土中，由于从陆上流入的污染土中存在大量促进腐蚀的微生物，腐蚀较为剧烈。



海洋结构物的腐蚀状态图见图 6.4-21。

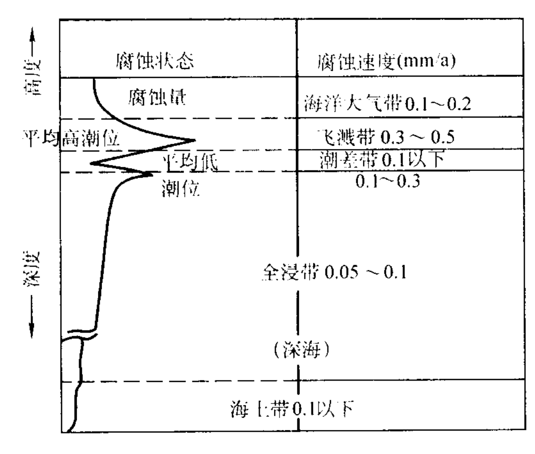


图 6.4-21 海洋结构腐蚀状态图

5.3.2 形成的钢号系列

根据上述海水对钢的腐蚀特点和钢中合金元素对耐海水腐蚀的效果所设计的耐海水腐蚀钢的成分，形成了在市场上出售的各种不同的低合金耐海水腐蚀钢的钢号系列，例如美国“Mariner”钢的 Ni-Cu-P 系钢号；法国“APS”钢的 Cr-Al 系钢号（包括 APS 20A，APS 20M，APS25）；日本“Mariloy”钢的 Cr-Cu 系钢号（包括 Mariloy P50，Mariloy S41，Mariloy S50，Mariloy G50，Mariloy T50 等），适合于固定或移动式海洋构筑物在不同的海域和不同的海水腐蚀部位的使用。

5.4 耐海水腐蚀钢的生产

耐海水腐蚀钢的生产方法和耐大气腐蚀钢的生产方法大致相同，仅需特别注意对耐海水腐蚀的合金成分的调整，例如有些耐海水腐蚀钢钢中含有较高的 Al（有的高达质量分数为 2%），例如与 Cr 匹配的 Cr-Al 系钢具有良好的耐海水腐蚀性能。一般这种钢都在电炉内冶炼，而且需要严格控制其冶炼、浇注操作：①加强还原工序。使钢中充分脱氧；②严格实行钢水保护浇注等，以保证钢质纯净和良好的钢锭表面。

5.5 耐海水腐蚀钢的典型钢号

5.5.1 国外的典型钢号

目前，国外工业生产的低合金耐海水腐蚀钢按其成分系列可以分为 Ni-Cu-P 系、Cr-Nb 系、Cr-Cu 系、Cr-Al 系、Cr-Cu-Si 系，Cr-Cu-Al 系，Cr-Cu-Mo 系，Cr-Cu-P 系，Cr-Al-Mo 系等，其强度级别一般在 390～590 MPa 级之间，而大部分为 490 MPa 级。现选择其中一些典型的、名牌的钢号作简要的介绍。

（1）Mariner 钢

Mariner 钢是美国钢铁公司于 1964 年投入市场的第一个耐海水腐蚀钢的世界名牌钢号。这种钢是半镇静钢，含有质量分数为：≤0.10% Si，0.40%～0.65% Ni，≥0.50% Cu 和 0.08%～0.15% P，为 Ni-Cu-P 系钢。该钢的屈服强度和抗拉强度分别为355 MPa 和 490 MPa 以上。

Mariner 钢的特点是在飞溅带的耐海水腐蚀性能好，为普通碳素钢的 2～3 倍，即使在没有混凝土包覆等防腐措施的情况下，也可以较长期的使用，而且很少发生点蚀。如果在其钢材表面涂敷涂料使用时，则可提高涂膜的寿命。

Mariner 钢中的 P 含量较高，不适于较厚的钢板（厚度 > 20 mm）焊接，也不适用于焊接的海洋结构物，主要作为护堤、筑堤等用的钢桩。

（2）APS Cr－Al 钢

APS Cr-Al 钢是法国 Pompey 公司研制开发的耐海水腐蚀钢。APS Cr-Al 钢包括 APS 20A，APS 20M，APS 25 三个钢号，形成 Cr-Al 钢系列。这些钢号均含有质量分数为 4% Cr，APS 20A 和 APS 20M 含有 0.90% Al，APS 25 含有质量分数为 0.60% Al，钢中 Cr 和 Al 含量都是比较高的。此外，APS 20M 中还含有质量分数为 0.15% Mo 和 APS 25 中不仅含有质量分数为 0.15% Mo，还含有质量分数为 0.80% Ni。正火后，20 mm 以下钢材的强度性能：APS 20A 和 APS 20M 都分别为 $\sigma_s \geq 310$ MPa，$\sigma_b \geq 490$ MPa；APS 25 为 $\sigma_s \geq 590$ MPa，$\sigma_b \geq 835$ MPa。

APS Cr-Al 钢与碳钢在 Kure 海岸海水中全浸 46 个月的对比腐蚀试验结果表明，APS Cr-Al 钢的耐海水腐蚀性能大大优于碳钢，为碳钢的 2.18～3.23 倍。

APS Cr-Al 钢在焊接时不需预热或焊接热处理，但以 650℃消除应力退火为宜。

APS Cr-Al 钢有晶粒长大倾向，因此要防止过热，此外，除氩弧焊外，不能得到含 Al 量均匀的焊缝。

APS Cr-Al 钢可以用于制造船舶管道、海水制水设备、防洪堤的护板、闸门、渡船、救生艇、盐器设备等。

（3）Mariloy 钢

“Mariloy”钢是日本新日本制铁株式会社研制开发的 Cr-Cu 系耐海水腐蚀钢。

“Mariloy”钢包括 2 个强度级别（$\sigma_b \geq 400$ MPa 和 ≥490 MPa），3 种不同海水部位（飞溅带、全浸带、飞溅带和全浸带）耐海水腐蚀系列的 6 个钢号（Mariloy P50，Mariloy S41 和 S50，Mariloy G41 和 G50，Mariloy T50）。

“Mariloy”是日本针对美国“Mariloy”钢含 P 高、焊接性能差以及全浸带耐腐蚀性能差的问题而研制、开发的耐海水腐蚀钢，钢中 P 含量（质量分数）≤0.03%，Cr 含量为 0.3%～2.20%，Cu 含量为 0.15%～0.40%，不含 Ni。针对不同海水部位的耐腐蚀性能要求，主要成分含 Cu，Cr 含量有所变化，有的钢号还另外添加 Nb 和 Mo。强度级别除了 490 MPa 级外，还增加了 400 MPa 级。经钢中成分调整后的“Mariloy”钢的焊接性能比“Mariner”好，相当于日本焊接结构钢 SM50 钢。

1）Mariloy P50 钢　钢中含有 0.15%～0.40% Cu（质量分数），0.30%～0.80% Cr（质量分数）。屈服强度≥325 MPa，抗拉强度≥490 MPa，在飞溅带的耐腐蚀性能是普通非合金钢的 2 倍左右。可用于系船浮标、钢柱等。适用厚度 6～25 mm。

2）Mariloy S41，S50 钢　钢中含有 0.80%～1.30% Cr（质量分数），不含 Cu。S50 钢还另外含有≤0.10% Nb（质量分数）。屈服强度分别≥245 MPa，≥325 MPa；抗拉强度分别≥400 MPa，490 MPa。在海水中全浸带的耐腐蚀性能为普碳钢的 2 倍。可用于海水中的结构物和管道。适用厚度分别为 3.2～32 mm 和 6～25 mm。

3）Mariloy G41，G50 钢　钢中含有 0.15%～0.40% Cu（质量分数），0.80%～1.30% Cr（质量分数），此外，还添加≤0.30% Mo（质量分数）。屈服强度分别≥245 MPa，≥325 MPa；抗拉强度分别≥400 MPa，≥490 MPa。在海水中全浸带以及飞溅带的耐腐蚀性能都是普通非合金（碳素）钢的 2 倍。可用于在海水中全浸带和飞溅带耐腐蚀性能要求都高的结构。适用厚度分别为 3.2～32 mm 和 6～25 mm。

4）Mariloy T50 钢　钢中含有 0.15%～0.40% Cu（质量分数），1.70%～2.20% Cr（质量分数），≤0.30% Mo（质量分数）。屈服强度≥325 MPa，抗拉强度≥490 MPa。在海水中全浸带和飞溅带的耐腐蚀性能分别为普通非合金（碳素）钢的 3 倍和 2 倍。在原油和海水交替接触的环境下也具有良好的耐腐蚀性能。可用于油轮中的油管；其耐磨蚀性能好，也适



用地矿浆输送管线。适用厚度为6～25 mm。

(4) NK·マリンG钢

钢中成分（质量分数）为：C≤0.15%，Si≤0.55%，Mn≤1.50%，Cu0.20%～0.50%，Cr0.50%～0.80%，Al0.15%～0.55%，根据需要，可添加（以质量分数计）：Ni≤0.40%，Nb或V≤0.10%，σ_s≥315 MPa，σ_b为490～610 MPa。

该钢的特性为：强度高，与SM50钢相同；韧性优良，焊接性能好；在海水中全浸带和飞溅带的耐腐蚀性能优越。3年的海水腐蚀试验结果表明，该钢在飞溅带的耐腐蚀性能为普通非合金（碳素）钢的2～3倍；在海水中全浸带的耐海水腐蚀性能为普通非合金（碳素）钢的2倍。

5.5.2 国内的典型钢号

如前所述，我国从1965年起就已开始研制耐海水腐蚀钢。试验的钢号近200种。经过不断的筛选，最后剩下的是参加海洋用钢统一评定（简称"统评"）试验的16个新钢种。现在，"统评"试验已经结束，试验结果已经出来。而耐海水腐蚀钢的变化和进展速度仍然不大。基本上停留在"统评"以前的水平，仍然只有6个钢号通过鉴定。现将通过鉴定的6个钢号的简况介绍如下。

(1) 12Cr2MoAlRE钢

是浙江冶金研究所和杭州钢厂研制的。钢的主要成分（质量分数）为：0.07%～0.15% C，1.6%～2.0% Cr，0.3%～0.4% Mo，0.4%～0.8% Al，≤0.10% RE（加入量）。屈服强度≥345 MPa。其产品有：热轧薄板（4 mm）和无缝钢管（ϕ25×2.5，ϕ38×3.0，ϕ60×4.0 mm）。

12Cr2MoAlRE钢是"统评"中唯一的耐海洋大气腐蚀、耐海水间浸和全浸腐蚀都较好的钢种。其耐腐蚀性能比Q235钢提高2～4倍。用于大连石油七厂海水冷凝器、舟山海洋渔业公司航海渔船的船仓管道，使用寿命比Q235钢管提高2倍以上，焊接性能符合产品要求。该钢在电弧炉中冶炼。

(2) 10CrMoAl钢

是上海钢铁研究所和上钢三厂研制的。钢的主要成分（质量分数）为：0.07%～0.12% C，0.35%～0.60Mn，0.80%1.20% Cr，0.20%～0.35% Mo和0.40%～0.80% Al。屈服强度≥325 MPa。其产品有6～12 mm钢板，6.5～12号槽钢。7.5～12号等边角钢。

根据"统评"结果，该钢号在海水全浸腐蚀条件下具有良好的耐腐蚀性，可以采用"海03"焊条，J557Cr－Ni焊条进行焊接，焊前不预热和焊后不热处理。用于石油、化工、热电厂的海水冷凝器、海水输送管线，使用寿命比Q235钢提高2～5倍。

(3) 10NiCuAs钢

是冶金部钢铁研究总院和韶关钢厂研制的，钢的主要成分（质量分数）为：≤0.15% C，0.030%～0.060% Ni，0.30%～0.60% Cu，0.08%～0.30% As。屈服强度≥315 MPa。

根据"统评"结果，其耐腐蚀性能属于中等，有专用的焊条、焊丝和焊剂等焊接材料，并有较好的综合性能，可以与该钢种的母材相匹配。用于水鼓、趸船（400 t级）、码头（钢筋混凝土结构）以及海港设施部件，使用情况良好。

(4) 08PVRE钢

是鞍钢研制的，钢中含有质量分数为0.06%～0.12% C，0.40%～0.70% Mn，0.07%～0.13% P，0.04%～0.12% V，0.15%～0.20% RE（加入量）。屈服强度≥355 MPa。1964年的海港长尺挂片试验结果表明，其飞溅带和全浸带的耐腐蚀性能与"Mariner"钢相当。用于天津新港ϕ1 200 mm圆管柱，使用5年后的情况证明其加工性能、焊接性能和耐海水腐蚀性能良好；用于青岛海洋化工厂ϕ400 mm输海水管线，经过一年的使用，初步取得满意结果。

(5) 10MnPNbRE钢

是包头冶金研究所研制的，钢中含有质量分数为≤0.16% C，0.80%～1.20% Mn，0.06%～0.12% P，0.015%～0.050% Nb，0.10%～0.20% RE（加入量）。屈服强度≥390 MPa。

10MnPNbRE钢是国内研制较早的耐海水腐蚀钢号，也是唯一纳入"原冶标13—69"标准中的耐海水腐蚀的低合金钢钢号。10MnPNbRE钢钢板在新港船厂和威海船厂分别制造了1 300 t甲板驳船和400 t散装货船；此外，其钢板桩还用于新港2 500 t船坞和连云港1号码头，耐腐蚀性能良好。

(6) 09MnCuPTi钢

是武钢研制的。该钢与其说是耐海水腐蚀钢，不如说是耐大气腐蚀钢。钢中含有质量分数为≤0.12% C，0.9%～1.4% Mn，0.07%～0.12% P，≤0.03% Ti和0.25%～0.50% Cu。屈服强度≥345 MPa。

根据"统评"结果，该钢耐海洋大气腐蚀率为Q235钢的1.7倍，现作为海运集装箱的专用钢。

编写：刘清友（钢铁研究总院）
王向东（钢铁研究总院）
江社明（钢铁研究总院）
汪　兵（钢铁研究总院）



第 5 章　低合金耐磨钢

1　概述

1.1　材料耐磨性与低合金耐磨钢

1.1.1　防止或降低材料磨损的途径

有效防止或降低材料的磨损，主要可采用 3 个方面的措施。

（1）降低摩擦力

降低摩擦力包括两个方面，一是减小载荷（但这在许多实际问题中是很难实现的），二是降低摩擦副的摩擦因数 μ；前者可通过合理的机械结构设计来达到，但这在许多实际问题中是很难实现的或存在很大限制的，而后者则可通过采用润滑和正确设计摩擦副配对材料来达到，且其效果相当显著，因而应引起设计部门的足够重视。表 6.5-1 是各种常见材料之间的干滑动摩擦因数 μ，而表 6.5-2 是各种常见材料之间的磨损系数 K。

表 6.5-1　各种常见摩擦副材料之间的干滑动摩擦因数 μ

摩擦副	摩擦因数 μ	摩擦副	摩擦因数 μ
金对金	2.5	司太立合金对非合金钢	0.60
铜对铜	1.2	铁素体不锈钢对非合金钢	0.53
0.2%C 钢对 0.2%C 钢	0.62	碳化钨对碳化钨	0.35
聚乙烯对硬钢	0.6	黄铜对硬钢	0.3
软钢对软钢	0.6	特氟隆对硬钢	0.15
Cu-Zn-Pb 合金对碳钢	0.60	特氟隆对特氟隆	0.10

表 6.5-2　各种常见摩擦副材料之间的磨损系数 K

摩擦副	磨损系数 K
金对金	$10^{-1} \sim 1$
铜对铜	$10^{-2} \sim 1$
52100 钢对 52100 钢（氩气）	10^{-2}
0.2%C 钢对 0.2%C 钢	2.3×10^{-3}
60/40 含铅黄铜对工具钢	2.0×10^{-3}
黄铜对硬钢	10^{-3}
52100 钢对 52100 钢	10^{-3}
司太立合金对工具钢	1.8×10^{-5}
52100 钢对 52100 钢（环已烷润滑）	8.4×10^{-6}
特氟隆对工具钢	8.3×10^{-6}
碳化钨对碳化钨	1.2×10^{-6}
52100 钢对 52100 钢（石蜡油润滑）	3.2×10^{-7}
聚乙烯对工具钢	4.3×10^{-8}
铝青铜对渗碳钢（齿轮油润滑）	2.5×10^{-8}
渗碳钢对渗碳钢（齿轮油润滑）	1.6×10^{-8}
52100 钢对 52100 钢（引擎油润滑）	2.0×10^{-10}

注：未注明气氛均为空气，未注明润滑均为无润滑条件。

（2）改善磨损条件

磨损过程是在一定的环境条件下产生的，环境条件对磨损具有重要的影响，而通过改善环境条件在很多情况下可以有效地减轻磨损。例如对黏着磨损而言，适当的润滑可以使磨损率成数量级地降低；对腐蚀磨损而言，腐蚀介质的酸碱度、浓度、搅拌条件、温度等均会对磨损过程产生显著影响，合适的环境条件可大大减轻腐蚀磨损；对磨料磨损而言，摩擦副工作环境的粉尘浓度明显影响磨损速率，通过使摩擦副封闭、减小粉尘浓度等工艺措施可以显著减轻磨料磨损。

（3）提高材料耐磨性

提高材料的耐磨性能是防止和降低磨损失效的最根本措施，不断地研制开发具有较高耐磨性的耐磨材料和提高耐磨性的生产工艺方法，并根据实际零件的工况条件选用适当的耐磨材料，是材料科学和机械科学与工程领域的研究者和生产者的重要任务。

提高材料耐磨性能的主要途径包括以下几点。

1）提高材料表面硬度　相关理论分析与实验结果表明，磨损量基本反比于被磨损材料的硬度，因而提高材料的硬度或强度可以明显降低磨损量从而提高材料耐磨性。此外，材料表面硬度的合理分布也是十分重要的，从黏着磨损机理考虑，理想的抗黏着磨损材料的表面应当稍软，亚表面层则要较硬，下面还应该有一层硬度平缓的过渡区。因为防止黏着磨损的产生就要求表面层润滑性良好，亚表面层具有良好的支撑作用即具有较高的屈服强度，而平缓的硬度过渡区则可防止层状剥落的发生。

2）材料表面具有适当分布的与基体组织良好结合的高硬度硬质颗粒　从黏着磨损机理考虑，组织的连续性和性能的均一化会产生较大面积的相互接触和黏着，对耐磨性不利；而适当分布的硬质颗粒在磨损过程中逐渐凸出，若它们与基体之间结合较好而不会轻易脱落，则可明显减小摩擦副之间的真实接触面积而避免黏着。而从磨料磨损机理考虑，由于凸出的颗粒的硬度远高于基体材料硬度，而磨粒主要与凸出的颗粒之间发生相互作用，这就使得实际的 H_m/H_a 比值可明显提高，从而使磨损过程处于低磨损区（软磨料磨损）而明显减轻磨损。

3）材料表面存在减摩润滑相　例如铸铁中的石墨相具有明显的储存润滑油的作用且石墨本身是一种良好的固体润滑剂。而合金钢工模具加工制造过程最后进行的渗硫处理可在工模具表面形成具有良好减摩润滑作用的硫化层。

4）表面强化处理或表面减摩润化处理　由于磨损过程主要发生在摩擦副材料的表层，因而提高材料表层的耐磨性是至关重要的。采用价格较为低廉的基体材料对其进行表面强化处理，从而代替价格昂贵的高级耐磨材料，具有重要的经济意义。而对耐磨材料进行表面强化处理或表面减摩润化处理，可进一步提高材料的抗磨损性能。很多表面处理工艺还可明显提高材料表面的耐蚀性。

1.1.2　耐磨材料与低合金耐磨钢

具有较高耐磨性的材料统称为耐磨材料。耐磨材料首先可分类为金属耐磨材料与非金属耐磨材料两大类。金属耐磨材料又包括铁基、非铁金属基（例如钴基、镍基、锡基、铅基、铜基等）耐磨材料以及硬化合金、钢结硬质合金与经过表面强化（或润滑）处理的金属耐磨材料。而非金属耐磨材料包括无机非金属耐磨材料（例如陶瓷）和高分子耐磨材料

(例如橡胶、聚乙烯、聚氯乙烯、聚苯乙烯、尼龙、聚四氟乙烯等)。

铁基耐磨材料中，又可分类为耐磨铸铁和耐磨钢，由于铸铁的生产成本相对较低且易于得到近终形状，因而获得了十分广泛的应用。而耐磨钢则具有可大规模生产的特点，且由于可采用压力加工使其组织致密化，可很好的适应各种表面强化处理或表面减摩润化处理，因而其耐磨性能及其他相关性能明显优于耐磨铸铁，因而其应用领域正在不断扩大。

耐磨钢根据钢中合金元素含量的多少可分类为非合金耐磨钢、低合金耐磨钢（合金元素总含量小于5%（质量分数））和中、高合金耐磨钢（合金元素总含量大于5%（质量分数））。

早期的耐磨钢主要是高合金耐磨钢，典型钢种是高锰钢Mn13，目前在耐磨钢中高锰钢仍占据相当重要的位置。高锰钢在使用前的组织主要是奥氏体，在经受高冲击载荷时，工件表层发生形变诱导马氏体相变，具有很强的应变硬化能力和表面耐磨性；而未直接受到冲击作用的工件心部仍保持奥氏体固有的高塑性和韧性。

但在低冲击载荷或低应力磨料磨损条件下，高锰钢的应变硬化能力乃至其耐磨性很难得到发挥，需要采用其他类型的耐磨钢，人们开始大量研制和生产低、中合金的马氏体耐磨钢、贝氏体耐磨钢、甚至珠光体耐磨钢，通过组织强化和多元合金强化，可以在较大的范围内调整钢的硬度和韧性的匹配，从而适应更广泛的工况条件下的耐磨性要求。

低合金耐磨钢是十分重要的耐磨材料，由于其合金元素总含量较少，且通常所含的合金元素主要为价格较低的锰、硅、铬、钼、钒、钨、镍、钛、硼、铜、稀土等，因而其生产成本相对较低，且容易进行轧制、锻造、铸造等热加工成形工艺，较为适应大规模工业化生产。此外，低合金耐磨钢中部分钢种可进行焊接加工和铸造成形，在制作形状较为复杂的耐磨零件方面具有特殊的好处。

低合金耐磨钢由于生产成本较低，适应范围很广，因而在对耐磨性要求不是非常高的应用领域获得了相当广泛的应用。

1.2　低合金耐磨钢的发展概况

我国商代就开始大量制造具有较高耐磨耐蚀性能的青铜武器和工具，春秋时期就已出现了大量农用耐磨铸铁和兵车、兵器用耐磨金属。但现代化工业生产铁基耐磨材料一般认为起始于1882年英国人Hadfield发明高锰钢，而对摩擦、磨损和润滑的系统性研究则公认是英国人Bowden和Tabor以及美国人Peterson在20世纪中叶开始的，至于低合金耐磨钢的深入研究和开发生产则更晚。事实上，大量的金属耐磨材料在一开始是作为一般结构材料使用的，只是在其使用过程中逐渐认识到耐磨性的重要意义，才根据耐磨性的需求而适当调整其合金成分和生产工艺而使之成为金属耐磨材料的。

20世纪70年代以来，低合金耐磨钢的研制开发才受到普遍重视，这主要是由于低合金耐磨钢具有较好的耐磨性和韧性、生产工艺较为简单而适宜于大规模工业化生产，综合经济指标较高，在很多工况条件下均可广泛采用，因而获得了迅速发展。其中一些钢种是专门为某种耐磨工件而研制的，例如为适应矿山采运机械和工程机械发展需要而研制的高强度高耐磨性可焊接钢板，采用轧制方法生产，可将热加工强化与热处理强化结合起来进行生产（例如进行控制轧制和控制冷却、轧制后直接淬火并回火等），取得较好的强韧化效果，同进节约了能源和加工生产成本；另外一些钢种则是根据工件的磨损条件而直接采用属于其他钢类的结构钢、工模具钢或不锈钢钢种，例如GCr15轴承钢被广泛用于制作水泥生产行业中ϕ60～120 mm的磨球，取得良好的使用效果。此后，为进一步提高所借用钢种的耐磨性使之更适用于特定的磨损工况，对借用钢种进行了改良工作，使之逐步成为真正的耐磨钢。

简单形状的低合金耐磨钢零件通常采用轧制方法生产，而复杂形状的低合金耐磨钢零件则广泛采用轧材改锻或铸造方法生产。前者适宜于大规模工业化生产且用户一般不再进行热处理（或者是无需进行热处理，或者是钢材轧制生产时已结合进行了热处理）；后者的生产规模受到限制但零件形状及性能的针对性较强，一般由耐磨零件生产厂家进行热处理和表面强化润化处理。

矿山用钢大量使用低合金耐磨钢，矿山采掘设备、支护设备、采运设备、矿石破碎处理设备、工程机械设备等大量使用耐磨性要求很高的材料，通常生产每1万吨煤炭要消耗钢材26 t以上。矿山用钢中支护用钢以型材为主，但随着液压支护新技术的出现，管材需求量逐年增长；矿井排风、压风、勘探等方面也大量使用耐磨钢管材；运输提升机用槽邦钢、刮板钢、圆环链、轻轨和钢丝绳还有金属支护等还采用其他型材。矿山用钢中运动部件用钢要求具有较高的耐磨性特别是耐磨料磨损性，而非运动部件的耐磨性要求相对不高。由于矿山用耐磨钢的需求量相当大且广泛使用轧制钢材，因而各国对矿用低合金耐磨钢的研究和生产均开展较为深入广泛，已建立了相应的钢种体系，并不断开发新的钢种，我国也已制定了矿用低合金钢的国家标准（GB4697）。

工程机械是磨损较为严重的典型设备。美国在20世纪50年代就开发了T－1钢并广泛应用于工程机械的耐磨件；日本在20世纪70年代完善了Welten系列的可焊高强度钢，尤其是其中的Welten AR高硬度耐磨钢，分为Cr型特殊热处理、Cu－Cr－Mo型和热轧型3类，使用硬度325～500HB，耐磨性能十分优良；德国研制的STE系列低合金耐磨钢在大型化、轻量化和高参数的工程机械上广泛应用。在国内，鞍钢研制成功了可焊高强度钢HQ70、HQ80，已用于制造汽车起重机构件，此后研制的HQ100也已用于挖掘机铲斗、电动轮翻斗车箱体；武钢生产的HG60成功用于1PF85B和HBB85混凝土泵车、QY12H型全液压汽车起重机、BJZ374重型汽车；宝钢、重钢及舞阳钢铁公司等研制了HW60，用于制造154 t电动翻斗车的车体，在南芬铁矿和霍林河煤矿使用取得了成功。

水电站压力钢管用钢是一种要求对高水头冲刷和泥沙磨蚀有较好抗力的材料。长期以来国内大、中型水电站大部分采用A3、16Mn、15MnV等钢号。近年由于电站水头愈来愈高，抽水蓄能电站水头甚至高达400 m，迫切要求解决泥沙磨蚀问题。国内大型水电站开发，主要采用国外的成熟钢种，例如日本的Welten、NK－Hilten、Sumiten等系列，美国的ASTM A516、A517及A716等，德国的DIN17100普通结构钢、DIN17135耐时效钢及N－A－XTRA50－70钢等。目前我国正积极开发研制具有特色的低合金耐磨钢及相关的表面处理工艺技术。

农机用钢主要用于制造机引农具，包括在使用过程中与土壤或耕作物根茎接触并发生摩擦的金属构件，例如犁铧、犁壁、圆盘、耕片、锄铲、刀片等。农机具的耐磨性能及其他使用性能直接影响作物的单位面积产量、劳动生产率、燃料消耗、生产成本等各项指标。随着农业机械化程度的不断提高，农用机具耐磨钢的需求量也随之增加，对性能的要求主要在于耐磨、刃口坚韧而锋利、使用时不沾土、牵引阻力小等。

一般来说，美国研制生产的低合金耐磨钢主要是采用单元素合金化方式，日本着重考虑用细晶处理的方法提高材料的耐磨性，我国则多采用多元微合金化和弥散强化相结合的方法生产低合金耐磨钢。

目前世界各国在高锰钢、中高铬耐磨铸铁、耐磨合金铸



铁等方面均有明确的标准，欧美各国和日本在低合金耐磨钢方面已形成了相应的标准，而我国在低合金耐磨钢方面尚未形成国家标准，但在一些专业用钢（例如矿用低合金钢、铁路用钢轨、轻轨钢等）中实际上已包含了大量的低合金耐磨钢钢种，逐步形成了国产低合金耐磨钢的系列。

低合金耐磨钢主要应用于矿山、能源、交通、农机、工程机械等行业，随着国民经济的高速发展，对各类耐磨钢的需求量成倍增长，而对其耐磨性能和相关性能的要求也越来越高。例如，随着我国钢铁工业、有色金属工业、煤炭工业、硅酸盐工业（包括水泥、玻璃、陶瓷等）及其他相关工业的高速发展，对相关的矿石的需求成倍增长，因而在相关的矿山采掘设备、支护设备、采运设备、矿石破碎处理设备、工程机械设备所用的耐磨钢的需求量也将成倍增长，而由于采矿生产率的大幅度提高以及部分矿山由采掘表层氧化矿向采掘深层原生矿的过渡（原生矿的硬度及致密度明显高于氧化矿）、低品位矿的大量开采（例如锡矿在30年前的可采品位一般为1%，而现在已达到了0.1%，由此导致同样生产1吨精锡需要的矿石采掘处理量将成数量级增加），使得耐磨钢的消耗量显著增加且对其耐磨性的要求显著提高。又例如，随着我国铁路客货运输量的成倍增长，一方面需要新建大量的铁路（例如著名的青藏铁路、京广二线）而需要大量的铁道用钢，另一方面由于高速重载技术的普遍采用和列车通行密度的大幅度增加，对铁道用钢的耐磨性的要求也就显著提高。

磨损是金属工件失效的主要形式之一，磨损造成了能源和原材料的大量消耗。据相关的分析计算，机械设备运行过程中使用能源的三分之一以上被消耗于摩擦磨损中。根据不完全统计，美国每年由于磨损造成的经济损失超过1 000亿美元（其中汽车400亿美元、飞机134亿美元、船舶64亿美元、切削工具28亿美元），美国机械工程师协会（ASME）和能源发展局提出的一项减轻摩擦和磨损的发展计划（其中就包括了高性能耐磨钢的研制与生产应用）可使美国每年节支160亿美元。我国有关的统计结果表明，每年由于磨损造成的经济损失超过400亿元。由此可见，大力开展摩擦磨损机理的研究、钢铁耐磨材料的研制及相关表面强化技术的研究，提高耐磨钢的产量和质量，开发新型高性能耐磨钢，以降低由于摩擦、磨损所造成的能源和原材料方面的损失，保障相应的耐磨设备和设施的安全运行，对于国民经济建设的发展具有十分重要的意义。

1.3　低合金耐磨钢的分类及其特性

低合金耐磨钢目前尚未形成明确的钢种体系和国家标准，而由于要适应非常广泛的耐磨性和力学性能、使用性能要求，所研制和生产的钢号相当多且化学成分变化范围十分宽（从低碳钢到过共析的高碳钢，从仅含单一合金元素的钢到含有七、八种合金元素的多元复合合金化钢），其生产方法也多种多样（工件成形包括了轧制、铸造、锻造、焊接和机械加工几乎所有的成形方法；而热处理则包括了热加工形变热处理、热加工余热热处理、正火处理、调质处理、淬火+低温回火、淬火+中温回火、贝氏体等温处理甚至使用形变诱导马氏体相变等）；其使用范围也非常广泛，几乎涵盖了国民经济的各个领域（因为几乎所有的钢铁零件均或多或少地存在磨损问题）。因此，目前对低合金耐磨钢的分类方法也尚未统一，很多钢种已作为耐磨钢在大量使用，但是否归类于耐磨钢都还存在争议。

1.3.1　按钢的使用组织分类

1）珠光体耐磨钢　该类钢的使用态显微组织主要为珠光体，根据钢中碳含量的不同，还存在一定量的铁素体或少量先共析渗碳体。珠光体组织提供了较高的基体强度和硬度，而在珠光体中均匀分布的高硬度的渗碳体颗粒可明显提高钢的耐磨料磨损性。

低碳珠光体耐磨钢的典型钢种是20MnK或Welten AR系列的高硬度可焊接耐磨钢，常用于矿山支护设备，一般以热轧板材或型材直接使用。为了获得较好的焊接性能，其碳含量不宜过高，且使用态显微组织应为接近平衡的热轧态或热轧正火态组织即铁素体加珠光体或索氏体（其本质仍为铁素体加渗碳体）。珠光体组织具有适中的强度和硬度，而其中的渗碳体颗粒具有较高的耐磨性。该类钢种也通常采用热处理得到低碳马氏体组织而在对强度和耐磨性要求较高的场合使用，这时它们就成为马氏体耐磨钢。

高碳珠光体耐磨钢的典型钢种是高碳铬镍钼铸钢，例如化学成分（质量分数）为C 0.72%，Mn 0.88%，Si 0.30%，Cr 1.56%，Ni 0.75%，Mo 0.38%的钢，经过970℃退火，890℃正火和530℃回火后，具有高的强度和硬度：σ_s = 1 260 MPa，σ_b = 1 490 MPa，HB = 415，因而具有较高的耐磨性。该钢中铬和钼是稳定珠光体的元素，部分溶入渗碳体中使之变为硬度和稳定性明显提高的合金渗碳体，因而能促进形成珠光体，还可使钢在工作中经受摩擦而在产生高温时其组织中的珠光体不致发生分解。铬在提高强度和硬度时，还有提高钢的塑性的作用，因而能减小钢的脆性。

2）马氏体耐磨钢　大部分低合金耐磨钢都是马氏体耐磨钢，该类钢的使用态基体显微组织为回火马氏体（有时存在少量贝氏体），具有很高的强度和硬度。为保持适当的韧性，钢中碳含量不宜过高，因而通常为中碳钢；而为了保证淬透性，通常均需加入多种提高钢的淬透性的合金元素；此外，为获得适当的高硬度耐磨料磨损的碳化物颗粒，还加入适量的合金渗碳体或特殊碳化物形成元素。

例如，特厚耐磨零件广泛采用的一种Si-Mn-Cr-Mo-Ni马氏体耐磨铸钢，其化学成分（质量分数）为C 0.4%～0.6%，Mn 1.3%～1.5%，Si 0.7%～1.0%，Mo 0.25%～0.75%，Ni 1.5%，这种钢具有很高的淬透性，125 mm厚的铸件，空冷时能够得到完全的马氏体，其热处理硬度超过珠光体耐磨钢一倍以上，具有很高的耐磨性；回火过程中析出的合金渗碳体或特殊碳化物，例如Mo_2C则提供了良好的耐磨料磨损性能；固溶的镍使其具有较好的韧性，能适应冲击磨损的工况条件。

3）奥氏体-贝氏体耐磨钢　奥氏体-贝氏体耐磨钢又称为等温淬火高硅合金铸钢。其使用态组织为贝氏体及分布于其上的残余奥氏体，其组织形成机理与等温淬火奥氏体-贝氏体球墨铸铁相似。具有较高强度和硬度的贝氏体能明显提高基体耐磨性，而残余奥氏体在使用中受到外力作用时，由于形变诱导作用而发生马氏体相变，进一步使钢材硬化，且未发生相变的残余奥氏体能明显提高材料的韧性阻止显微裂纹的扩展。

典型的奥氏体-贝氏体耐磨钢的化学成分（质量分数）为：C0.6%～0.9%，Si2.3%～2.4%，Mo0.3%；经加热至奥氏体区固溶后，在320～360℃等温淬火，可形成50%左右的贝氏体组织。由于奥氏体-贝氏体钢在等温淬火过程中，有从奥氏体中析出碳化物的趋势，而碳化物的析出会降低钢的韧性，因而需要把钢中的Si含量w_{Si}增加到2.3%～2.4%，其目的是抑制和延缓碳化物的析出过程。这种钢经过等温淬火后具有很高的强度、韧性和耐磨性。

1.3.2　按化学成分分类

根据低合金耐磨钢中所含的主要合金元素可将其分类为：

1）锰系低合金耐磨钢　锰系低合金耐磨钢主要是低中碳珠光体耐磨钢，使用态组织为铁素体加珠光体或索氏体，一般以热轧板材或型材直接使用，常用于矿山支护设备、矿



山机械设备等，可以进行焊接，要求具有较高的强度以承受较高的工作应力，较高的韧性以提高工件使用的安全性，同时要求具有较好的耐磨性。表 6.5-3 为我国矿用低合金钢的化学成分，而表 6.5-4 为日本新日铁公司和英国米克公司的系列高硬度可焊接低合金耐磨钢的化学成分、适用板厚和使用硬度。

表 6.5-3 矿用低合金钢化学成分
（质量分数）（摘自 GB/T 4697） %

钢号	C	Si	Mn	V	P	S
16MnK	0.12 ~ 0.20	0.20 ~ 0.55	1.20 ~ 1.60	—	≤0.045	≤0.045
20MnK	0.15 ~ 0.26	0.20 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	—	≤0.050	≤0.050
25MnK	0.21 ~ 0.31	0.20 ~ 0.60	1.20 ~ 1.60	—	≤0.050	≤0.050
20MnVK	0.17 ~ 0.24	0.17 ~ 0.37	1.20 ~ 1.60	0.07 ~ 0.20	≤0.045	≤0.045
25MnVK	0.22 ~ 0.30	0.50 ~ 0.90	1.30 ~ 1.60	0.06 ~ 0.13	≤0.050	≤0.050

2）铬钼系低合金耐磨钢 铬钼系低合金耐磨钢属于马氏体耐磨钢，热处理后的使用态组织为回火马氏体，钢中所含的铬和钼都明显增加钢的淬透性使钢材产生马氏体硬化，而在回火过程中还能促进形成含铬和钼的合金渗碳体甚至含铬和钼的碳化物（例如 Mo_2C），从而得到明显提高耐磨料磨损性的高硬度颗粒。为进一步提高钢材淬透性并取得多元复合合金化的效果，对厚尺寸零件用钢还加入适量的硅和锰。这类钢多用于制造球磨机的磨矿零件及挖掘机斗齿等。美国人道格尔（Dougall）推荐的适用于球磨机衬板的中碳铬钼钢的化学成分见表 6.5-5，后来又开发了更高碳含量的铬钼钢，例如采用化学成分（质量分数）为 0.7% C，1.5% Cr，0.5Mo%的高碳铬钼钢，在熔盐中加热淬硬，低温回火到 500 ~ 550HB，作为球磨机衬板使用取得了很好的效果，美国很多大中型球磨机的衬板都是用这种钢制造的。而淬透性更高的铬钼硅锰钢常用来制造大截面的球磨机衬板，其化学成分见表 6.5-6。此外，美国的大多数磨球也用铬钼钢制造，但根据磨球尺寸及所要求的耐磨性和韧性的不同，其碳含量 w_C 可从 0.4%到 2.2%之间变化，而合金元素铬的含量也可以从低铬到高铬变化（甚至达到质量分数为 13%的铬含量而成为高合金钢），表 6.5-7 列出其化学成分、热处理工艺和使用硬度。

表 6.5-4 日本和英国公司的高硬度可焊接耐磨钢的化学成分

牌 号	适用板厚 /mm	化学成分（质量分数）/%							硬度 HB
		C	Si	Mn	P	S	Cr	其他	
WeltenAR235	6 ~ 100	≤0.22	≤0.35	0.60 ~ 1.20	≤0.020	≤0.015	0.40 ~ 0.80	Cu0.15 ~ 0.50，Ni0.40 ~ 1.50，Mo0.15 ~ 0.60，V≤0.10，B≤0.005	≥235
WeltenAR285									≥285
WeltenAR320									≥321
WeltenAR360	6 ~ 75								≥361
WeltenAR400	6 ~ 32	≤0.24							≥401
WeltenAR235C	6 ~ 75	≤0.22	≤0.35 板厚 > 50 mm 时 ≤0.55	0.60 ~ 1.20 板厚 > 50 mm 时 0.60 ~ 1.50	≤0.025	≤0.015	0.60 ~ 1.20	Cu≤0.50，Mo0.15 ~ 0.60，V≤0.10，B≤0.005，板厚 > 500 mm 时，Ni≤0.35	≥235
WeltenAR285C									≥285
WeltenAR320C									≥321
WeltenAR360C	6 ~ 50								≥361
WeltenAR400C	6 ~ 25	≤0.24							≥401
WeltenAR235E	6 ~ 50	≤0.22	≤0.55	≤1.60	≤0.025	≤0.015	≤0.50	B≤0.005	≥235
WeltenAR285E									≥285
WeltenAR320E									≥321
WeltenAR360E									≥361
WeltenAR400E	6 ~ 50	≤0.25							≥401
WeltenAR500E	6 ~ 20	≤0.35	≤0.55	≤1.60	≤0.015	≤0.010	≤1.00	B≤0.005	≥477 名义 500
	20 ~ 50							B≤0.005，Cu≤0.30，Mo≤0.15	
英国 ARQ360	≤40	≤0.20	0.15 ~ 0.70	≤1.70	≤0.03	≤0.02	≤0.08	B≤0.005	360 ~ 440

表 6.5-5 用于制造球磨机衬板的马氏体铬钼钢的化学成分（质量分数） %

序 号	C	Cr	Mo	Si	Mn
1	0.35	2.00	0.50	0.70	0.60
2	0.45	2.00	0.50	0.70	0.60
3	0.60	0.60	0.50	0.70	0.60



表 6.5-6 用于制造大截面球磨机衬板的马氏体铬钼硅锰钢的化学成分

钢材类型	化学成分（质量分数）/%						适用衬板厚度/mm
	C	Cr	Mo	Si	Mn	Ni	
高碳铬钼硅锰钢	0.70～1.20	1.30～7.00	0.40～1.20	0.40～0.90	0.30～1.00	0～1.50	>100
中碳铬钼硅锰钢	0.40～0.45	1.35～1.60	0.50～0.60	0.90～1.20	1.40～1.60	—	<100
	0.40～0.45	0.65～0.90	0.50～0.65	0.90～1.20	1.40～1.60	1.50	>100
	0.50～0.60	0.65～0.90	0.50～0.60	0.90～1.20	1.40～1.70	—	<50
	0.50～0.60	1.30～1.60	0.50～0.65	0.90～1.20	1.40～1.70	—	50～100
	0.50～0.60	0.65～0.90	0.50～0.65	0.90～1.20	1.40～1.70	1.50	>100
低碳铬钼硅锰钢	0.25～0.35	0.50～2.00	0.20～0.50	0.50～1.50	0.60～1.50	—	

表 6.5-7 制造磨球用的马氏体铬钼钢

序号	钢材类型	化学成分（质量分数）/%					热处理工艺	硬度 HRC
		C	Cr	Mo	Si	Mn		
1	中碳低合金铬钼钢	0.38～0.45	0.50～1.50	0.10～0.50	0.30～1.00	0.50～1.00	830～870℃淬火，低温回火	340～580HV
2	高碳低合金铬钼钢	0.70～1.20	0.50～1.50	0.10～0.5	0.20～0.5	0.50～1.00	820～870℃淬火，低温回火	57～65
3	高碳高合金铬钼钢	1.00～1.30	4.00～6.00	0.50～1.00	0.20～0.50	0.50～1.00	930～1 020℃淬火，低温回火	63～65
4	高碳高合金铬钼钢	1.50～2.20	12.0～14.0	0.50～1.00	0.20～0.50	0.50～1.00	1 020～1 080℃淬火，低温回火	57～62

3）铬钼钒、铬钼钒镍或铬钼钒钨系低合金耐磨钢 在较高温度（例如200～500℃）的磨料磨损条件下工作的工件或由于摩擦热使工件表面经受较高温度的工件，可采用铬钼钒钢、铬钼钒镍或铬钼钒钨系低合金耐磨钢。含有铬、钼、钒、钨等强碳化物形成元素的合金钢淬火后，在450～650℃回火时，由于残余奥氏体的分解和碳化物的析出可使钢材硬度明显提高，其提高的程度超过了基体马氏体组织回火时产生的软化作用，这种现象称为二次硬化。二次硬化时析出的合金碳化物一般为 M_2C 或 MC 型。由于二次硬化的作用，因而只要钢材使用温度不超过回火温度，钢材的硬度和强度就不会降低，因而其耐磨性也就仍然能够保持。表 6.5-8 是常用的中碳二次硬化耐磨钢的化学成分。

表 6.5-8 中碳二次硬化耐磨钢的化学成分

序号	钢材类型	化学成分（质量分数）/%						马氏体点 M_S/℃
		C	Cr	Mo	V	Ni	W	
1	铬钼钒钢	0.40	2.00	2.00	0.25			270
2	铬钼钒镍钢	0.40	2.00	2.00	0.25	3.00		240
3	铬钼钒钨钢	0.50	4.50	2.80	1.00		2.00	
4	铬钼钒钨钢	0.50	4.50	2.80	1.00		1.00	
5	铬钼钒钨钢	0.50	4.50	2.80	0.50		2.00	

4）铬镍钼系低合金耐磨钢 铬镍钼系低合金耐磨钢是由4340超高强度钢借用而发展起来的，具有相当高的强度和韧性的配合，特别适合于既要求高强度又要求高韧性的耐磨零件的制造。铬镍钼系低合金耐磨钢也属于马氏体耐磨钢，热处理后的使用态组织为回火马氏体，热处理淬火可采用水淬、油淬和空气淬3种处理工艺。表 6.5-9 是典型的水淬铬镍钼钢的化学成分。表 6.5-10 是我国和几个国家常用的中碳铬镍钼钢化学成分的对比。

表 6.5-9 典型的水淬铬镍钼钢的化学成分 /%

钢号	C	Mn	Cr	Si	Ni	Mo	其他
4330M	0.30	0.80	0.90	0.50	1.90	0.40	
300M	0.29	0.80	0.70	0.70	1.80	0.40	0.1V
86B30	0.30	0.80	0.50	0.30	0.60	0.20	0.000 5B

表 6.5-10 几个国家常用的中碳铬镍钼钢化学成分（质量分数） %

国别	钢号	C	Mn	Cr	Ni	Mo
中国	40CrNiMo	0.37～0.44	0.50～0.80	0.60～0.90	1.20～1.70	0.15～0.25
美国	4340	0.38～0.43	0.60～0.80	0.70～0.90	1.65～2.00	0.20～0.30
原苏联	40XHM	0.37～0.44	0.50～0.80	0.60～0.90	1.20～1.70	0.15～0.25
日本	SNCM8	0.36～0.42	0.60～0.80	0.60～0.90	1.60～2.00	0.15～0.35
原联邦德国	36CrNiMo4	0.34～0.40	0.50～0.90	0.70～0.90	1.50～1.90	0.20～0.30

5）硅锰、铬锰硅钼和铬锰钼系低合金耐磨钢 我国出于资源方面的考虑，更偏重于开发研制硅锰系低合金耐磨钢，为了提高钢材的耐磨性和韧性，往往还添加少量的其他合金元素而得到多元复合合金化的马氏体耐磨钢。与前述各合金系的相关钢种比较，其生产成本特别是原料成本可明显降低，淬透性可满足大多数耐磨零件的要求，但韧性要差一些。为此，在该类钢中的高碳钢就需要适当控制硅含量，而在很多钢中加入适量的钛以控制晶粒尺寸并加入适量的稀土元素控制夹杂物量及其形态，由此适当提高钢的韧性。实际生产应用效果表明，通过多元复合合金化的硅锰系低合金耐磨钢也能很好地满足大多数耐磨零件的技术性能要求和使用性能要求。表 6.5-11 中列出了我国研制的用于制造球磨机衬板的硅锰、铬锰硅钼和铬锰钼系低、中合金耐磨钢的化学成分及其应用范围。

6）高硅系低合金耐磨钢 高硅系低合金耐磨钢主要属于奥氏体－贝氏体耐磨钢，其使用态组织为贝氏体及分布于其上的残余奥氏体，其化学成分中加入适量的钼以促进贝氏体的形成，而较高的硅加入量（质量分数为2.0%～2.5%）可抑制和延缓碳化物的析出过程，具有较高强度和硬度的贝氏体能明显提高基体耐磨性，而残余奥氏体在使用中受到外力作用时，由于形变诱导作用而发生马氏体相变，进一步使钢材硬化，且未发生相变的残余奥氏体能明显提高材料的韧性阻止显微裂纹的扩展。



表 6.5-11 我国研制的低、中合金钢球磨机衬板材料的化学成分

钢 号	化学成分（质量分数）/%							应用范围
	C	Mn	Si	Cr	S	P	其他	
ZG40SiMn	0.35～0.45	1.20～2.00	0.70～1.10		≤0.03	≤0.03		φ2.4 m以下球磨机衬板
ZG30CrMnSiMoTi	0.28～0.35	1.20～1.70	0.80～1.20	1.00～1.50	≤0.045	≤0.045	Mo0～0.25，Ti0.06～0.12	φ3.2 m以下湿式球磨机衬板，矿石硬度 $f\leq14$；水泥磨机衬板
ZG30Cr2MnSiMoTi	0.23～0.35	1.20～1.70	1.20～1.60	1.80～2.20	≤0.045	≤0.045	Mo0.2～0.4，Ti0.06～0.12	φ3.2 m以下湿式球磨机衬板，矿石硬度 $f\leq14$
ZG40CrMnSiMoRE	0.35～0.45	0.80～1.60	0.80～1.20	0.80～1.50	≤0.040	≤0.040	Mo0.3～0.5，RE0.03～0.08	电厂磨煤球磨机衬板
ZG42Cr2Mn-Si2MoRE	0.38～0.45	0.80～1.10	1.50～1.80	1.80～2.20	≤0.035	≤0.035	RE、Mo适量	φ2.4以下水泥磨机衬板
ZG42CrMn2SiMo	0.38～0.45	1.50～1.80	0.90～1.50	0.90～1.40	≤0.04	≤0.04	Mo适量	φ3.2 m以下湿式球磨机衬板，矿石硬度中硬以下
ZG60CrMn-MoCuRE	0.38～0.45	0.80～1.20		1.00～1.50	≤0.04	≤0.04	Mo0.3～0.5，RE0.04～0.08	电厂磨煤球磨机衬板
ZG70CrMnMoBRE	0.65～0.75	0.80～2.00	<0.80	0.80～2.00	≤0.045	≤0.045	RE、B适量	φ3.2 m以下磨矿球磨机衬板，矿石硬度 $f\leq14$

1.3.3 按用途分类

低合金耐磨钢广泛应用于国民经济建设的各部门，因而也可根据其主要用途而分类为矿山用低合金耐磨钢、铁道用低合金耐磨钢、农机具用低合金耐磨钢、工程机械用低合金耐磨钢等。

1.4 低合金耐磨钢的发展趋势

1.4.1 适当耐磨性钢材的研制开发与生产应用

国民经济建设的很多部门需要大量的耐磨材料，其中有的零件对耐磨性能的要求非常明确且相当高，而有的零件对耐磨性能有要求但要求不太高，这时就往往容易受到忽视而不采用耐磨钢或采用了不适当的耐磨钢。例如，矿山支护设备中很多部件在高浓度的粉尘环境中需要承受磨料磨损，但相对于掘进设备而言其耐磨性的要求就低得多因而往往被忽视而直接采用普通工程结构钢制造；矿石输送管线的磨损问题很容易受到重视而石油输送管线的磨损问题就往往被忽视。近年来，国际上对这些耐磨性能相对要求不太高的设备和零部件用钢的研制开发和生产应用已十分广泛并取得了良好的效果，例如煤矿刮板输送机中部槽用钢板，采用WeltenAR系列高硬度可焊耐磨钢板（使用硬度360～500HB），过煤量可达到400～600万吨，而我国现在采用普通的16Mn钢板（硬度约为150HB），过煤量仅为60～120万吨。

这种具有适当耐磨性的钢材的使用范围和用量非常广泛，且由于采用轧制方法生产而易于实现大规模工业化生产，相关钢厂只需添置适当的钢板热处理设备，就可为这类钢板的生产创造基本的条件，而其直接经济效益和社会经济效益是十分巨大的。该类钢的系列化和标准化也是需要进行的重要工作。

1.4.2 具有优势性能的低合金耐磨钢的研制开发与生产应用

钢铁耐磨材料中，高锰钢和高铬铸铁由于研制生产较早而受到了充分的重视，且由于上百年的研究改善和生产应用已使其生产成本明显降低而使用范围不断扩大，一般设计单位和用户在涉及到磨损问题时很容易考虑选用高锰钢和高铬铸铁，而对其局限性考虑较少。随着低合金耐磨钢的发展，发现在许多工况条件下，低合金耐磨钢的使用寿命可以比高锰钢和高铬铸铁明显提高甚至成倍提高。由此也就告诉我们，各种耐磨材料均有其优势发展范围和不适宜发展范围，在其研究和生产应用方面必须充分重视。

在较大冲击载荷作用下的磨损条件下，高锰钢具有独特的性能和价格优势；在特别恶劣的磨料磨损条件下，高铬铸铁和镍硬铸铁具有独特的性能优势；而在较低和中等冲击载荷作用下的非特别恶劣磨料磨损条件下，采用低合金耐磨钢具有性能方面的特殊优势，因而是低合金耐磨钢的重要发展方向。

此外，可大规模轧制生产是很多低合金耐磨钢的生产成本优势，也是低合金耐磨钢的重要发展方向。例如磨矿用钢球钢棒，美国和加拿大的铁矿和有色金属矿山多采用轧制方法生产（或轧材改锻方法生产）的中、高碳铬钼钢钢球或钢棒，铸钢、铸铁球仅占1/6左右；国内冶金矿山则多以铸造方法生产，即使用锻、轧方法生产也多为中、高碳非合金钢；近年来的发展趋势必然是用轧制方法生产（或轧材改锻方法生产）的低合金耐磨钢大量取代铸钢或高铬铸铁。在水泥磨机高铬铸铁球应用十分广泛，但其生产成本较高且不适合在湿磨条件下使用，而具有较高耐磨料磨损性能的锻造低合金耐磨钢球具有相当广阔的发展空间。

1.4.3 多元复合合金化低合金耐磨钢的研制开发

利用多元少量复合合金化得到马氏体或贝氏体组织，同时有适当的碳化物形成元素形成弥散分布的高硬度硬质颗粒，可以在较宽的范围内调整钢的硬度与韧性的匹配关系，得到较高的耐磨性能。我国的低合金耐磨钢是以中碳（或高碳）硅锰钢或锰钢为基础加入铬、钼（以及铜、硼、稀土）等元素发展起来的，在多元少量复合合金化原理与技术方面具有独特的优势，目前研制开发出来的这类钢号已有几十个。要进一步深入研究相关的原理与技术，同时借鉴在低合金结构钢近年来迅速发展的超细晶和微合金化技术，不断开发新的低合金耐磨钢钢种，逐渐形成独特的耐磨钢系列。

1.4.4 低合金耐磨钢的表面处理技术研制开发

表面强化技术包括表面硬化、表面润化等内容，是钢铁耐磨材料中的一个重要分支。采用表面强化技术能大幅度提高工件的耐磨性和使用寿命，充分发挥材料的潜力，可用一



般材料代替贵重和稀缺材料，改善机械的工作稳定性和可靠性。由于磨损首先开始于工件的表面，而且很多工件只允许有少量的磨损，此时若从整体上改善材料的性能是很不经济的，而强化工件的表面就具有突出的重要意义。表面强化技术以它的灵活性（包括可以只进行局部强化），可以在现场进行工艺操作，多样化（工艺种类多，对摩擦条件适应性强，可以先期强化或后期修复）等特点，日益为人们所认识和重视，因此近年来发展十分迅速。渗碳、碳氮共渗、渗氮等传统化学热处理方法以及感应加热淬火等表面强化工艺仍然在机械制造业中占有重要的位置。近年来，热喷涂（焊）、堆焊、电刷镀、渗金属、电火花熔渗、气相沉积、电子束、激光、化学敷、离子注入等表面强化装备与技术以及铸渗、铸镶、金属间复合、金属与非金属间复合等表面合金化与强化技术发展很快。表面强化技术具有极其广阔的发展前途，在能源和原材料日益匮乏的当今世界，加速发展低合金耐磨钢的表面强化技术也是一个重要的发展方向。

2　低合金耐磨钢的合金成分设计

2.1　合金元素对耐磨性能的影响

从材料黏着磨损机理考虑，组织的连续性和性能的均一化会产生较大面积的相互接触和黏着，对耐磨性不利；而从材料磨料磨损机理考虑，适当分布的硬质颗粒对抵抗磨料磨损是必须的。因此，耐磨材料基本不采用纯金属或单相合金，而必须采用多相合金组织。

在合金组织结构诸因素中，基体晶体结构、基体显微组织和硬质第二相是最基本的。从常用金属的基体晶体结构考虑，密排六方金属的耐磨性最优，立方晶体结构的金属次之。而钢铁材料的基体显微组织决定了其整体硬度和强度，对钢的耐磨性起着决定性的作用，其硬度和抗磨损能力按铁素体、珠光体、贝氏体、马氏体的顺序递增；细化晶粒可提高钢材基体组织的强度、硬度和静载塑性，因而也能提高耐磨性。同时，材料的耐磨性又不完全取决于基体组织，还与其中的硬质第二相的硬度、体积分数、尺寸、形状和分布有关。钢中存在的碳化物的硬度越高，同样条件下的抗磨损能力越强，例如特殊碳化物的抗磨损能力优于渗碳体，而合金渗碳体优于普通渗碳体。此外，第二相体积分数增大、尺寸适当细小、具有一定的非球形形状、分布弥散度较高，则抗磨损能力将随之增大，例如片状珠光体（其中的渗碳体形状为片状）的抗磨损能力优于粒状珠光体（其中的渗碳体形状为近球形），细片状珠光体（其中的渗碳体尺寸细小）的耐磨性又高于粗片状珠光体。

此外，钢材基体组织具有适当的塑性和韧性，可以容纳和调节局部微区的塑性变形并抑制微裂纹的迅速扩展，对提高耐磨性也是有利的。贝氏体钢基体板条尺寸细小、碳化物多呈微细颗粒均布于基体，组织内应力较低，具有适当的塑性和韧性，因而具有较高的抗变形能力，从而使其耐磨性高于同样硬度的回火马氏体钢。

显然，合金元素对钢的耐磨性的影响将主要表现在其对钢铁基体组织变化的影响和所形成的第二相形态的影响。

2.1.1　合金元素对低合金耐磨钢基体组织的影响

为了获得较高的耐磨性，低合金耐磨钢的基体组织主要是马氏体和贝氏体，而合金元素对基体组织的影响将主要体现在其促进形成马氏体或贝氏体组织的作用上。固溶于奥氏体中的合金元素绝大部分都能提高钢的淬透性，根据大量的实验研究结果，提高钢的淬透性最为有效的固溶合金元素依次为：B、Mo、W、Cr、Mn、V、Ni、Cu、Si，其中 Cr 在低碳钢中的作用略低于 Mn，但在中碳钢中效果最强；Ni、Cu、Si 的作用效果较为接近，在高碳钢中 Si 的作用效果明显而在低中碳钢中弱于 Ni、Cu。

必须注意的是，仅当合金元素固溶于奥氏体中时才能起到提高钢材淬透性的作用，一旦其形成化合物第二相，反而会由于提供了铁素体形核位置而降低淬透性。因此，B 提高淬透性的显著作用大致在 0.001% 质量分数时达到最大，此后由于 $Fe_{23}(C, B)_6$ 的晶界沉淀发生将使其作用减弱，故合金结构钢中硼的有效含量 w(B) 应控制在 0.001% ~ 0.003%。强碳氮化物形成元素，例如 Ti 和 Nb 在奥氏体中的固溶度很小，因而一般不能提高钢的淬透性。而 Mo、W 和 V 也仅在一定含量范围内提高钢的淬透性，含量较高时由于碳化物的析出反而会使淬透性有所降低（提高奥氏体化温度可使它们在奥氏体中的固溶度增大，因而可使它们有效提高淬透性的成分范围扩大）。

此外，多种合金元素同时加入时，它们提高淬透性的作用并非相互迭加，而近似于相互迭乘，因此，在合金元素总含量相同时，多元素低含量的效果远大于单元素高含量的效果。

B 和 Mo 显著推迟珠光体相变而对贝氏体相变的影响较小，因而明显促进贝氏体的形成，是贝氏体钢的主要合金元素。

另一方面，固溶于铁素体中的合金元素可使铁素体基体强化，也有利于提高耐磨性。其中碳的间隙固溶强化的效果最为显著，是马氏体强化的主要微观机制。置换固溶强化的效果相对较弱，各种合金元素的置换固溶强化效果顺序依次为：P、Si、Mn、Cu、Cr、Ni，其中 Cr、Ni 基本不产生强化，有时甚至会产生弱化效果。

如前所述，基体晶粒细化可提高钢材基体组织的强度、硬度和静载塑性，因而提高耐磨性。合金元素对基体晶粒细化的影响主要体现在两方面：奥氏体化加热时未溶的碳氮化物可阻止奥氏体晶粒长大使其保持较细的晶粒，具有这方面作用的合金元素主要是：Ti、V、W、Mo 等；降低珠光体相变温度增大相变形核率而使珠光体晶粒细化且其中的渗碳体也随之细化，具有这方面作用的合金元素主要是：扩大奥氏体区的元素，例如 Ni、Mn、Cu、C 等以及提高淬透性的元素，但这方面的作用仅适用于珠光体耐磨钢，而对马氏体耐磨钢基本没有影响。

此外，钢材基体组织具有适当的塑性和韧性对很多工况条件下的耐磨性的提高是有利的，晶粒细化可有效提高钢材基体组织的塑性和韧性，而置换固溶的 Ni 元素对钢材的塑性和韧性的影响特别有利。

2.1.2　合金元素对低合金耐磨钢中硬质颗粒的影响

适当体积分数、尺寸适当细小、具有一定的非球形形状、分布弥散度较高的硬质颗粒的存在对钢铁材料的耐磨性特别是耐磨料磨损性有重要的影响，而可在钢中形成碳化物（某些情况下还包括氮化物）的合金元素对低合金耐磨钢的耐磨性的提高在这方面具有特殊的作用。

首先要考虑的是碳化物本身的晶体结构类型和硬度，表 6.5-12 给出低合金耐磨钢中通常采用的碳化物的主要物理和力学特性。有的合金元素可能形成多种碳化物，还必须考虑其在钢中的含量范围、热处理工艺制度、甚至要考虑其他合金元素的影响才能确定实际出现的碳化物类型。例如 Mo、V 元素在钢中的含量很低时，将主要进入渗碳体中形成合金渗碳体；仅当其含量较高时，才分别形成 Mo_2C 和 VC。钢中 Cr 含量 w(Cr) 小于 3% 时，主要形成合金渗碳体，渗碳体中铬的质量分数可达 15%；钢中 Cr 含量 w(Cr) 为 3% ~ 15% 时，主要形成 M_7C_3 型碳化物；钢中 Cr 含量 w(Cr) 大于 15% 时，则主要形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物。



表 6.5-12 低合金耐磨钢中常见的碳化物和氮化物的物理和力学性能

相	室温晶体点阵	理想化学配比	理论密度/$g\cdot cm^{-3}$	显微硬度 HV	正弹性模量 E/GPa
Fe_3C	正交，Fe_3C 型	13.949	7.683	860～1 140	
合金渗碳体	正交，Fe_3C 型			860～1 605	
Cr_7C_3	正交，Cr_7C_3 型	10.101	6.897	1 450～2 100	
$Cr_{23}C_6$	立方，$Cr_{23}C_6$ 型	16.595	6.972	1 300～1 650	
MoC	六方，WC 型	7.988	8.774	1 500	
WC	六方，WC 型	15.307	15.674	2 080	696
Mo_2C	六方，Fe_2N 型	15.975	9.034	1 950	533
W_2C	六方，Fe_2N 型	30.614	17.327	3 200	
Fe_3Mo_3C	立方，Fe_3W_3C	37.912	9.055	1 350	
Fe_3W_3C	立方，Fe_3W_3C	59.869	14.253	1 600	
VC	FCC，NaCl 型	4.241	5.717	2 094	430
NbC	FCC，NaCl 型	7.735	7.803	2 400	338
TaC	FCC，NaCl 型	15.065	14.630	1 790	310
TiC	FCC，NaCl 型	3.988	4.944	3 200	451
ZrC	FCC，NaCl 型	7.595	6.623	2 560	348
HfC	FCC，NaCl 型	14.861	12.683	2 700	352
AlN	六方，ZnS 型	1.926	3.263	1 230	310～350
TiN	FCC，NaCl 型	3.420	5.398	2 450	317

合金元素所形成的碳化物或氮化物的硬度高低和晶体结构类型对低合金耐磨钢的耐磨性的影响较为显著，氮化物的耐磨性一般均优于碳化物，而各类型碳化物的耐磨性从高到低依次为：具有氯化钠结构的 MC 型碳化物、六方结构的 M_2C 型碳化物、复杂立方结构的 M_6C 型碳化物、正交结构的 M_7C_3 型碳化物、复杂立方结构的 $M_{23}C_6$ 型碳化物、正交结构的 M_3C 型碳化物，而合金渗碳体的耐磨性优于普通渗碳体。

实验表明，分别含同样质量分数的 Cr、W、Mo、V 的低合金耐磨钢的抗磨料磨损能力之比大致为 2/5/10/40，这充分说明不同类型的碳化物颗粒对耐磨性的作用。

此外，对多元复合合金化的钢来说，所形成的各种碳化物中的金属元素往往会被一些其他金属元素部分置换，形成复合的合金碳化物。复合合金碳化物的硬度将随溶入元素与被置换元素的相对稳定性而变化，溶入元素的稳定性大于被转换元素时硬度升高，反之则硬度降低。但合金碳化物的聚集长大过程均被滞缓。

表 6.5-12 还给出了各种碳化物的理想化学配比，该比值表示碳化物中的金属元素与碳元素的质量分数比，由此可计算出各种合金元素形成碳化物时所需占用的碳元素量，钢材的总碳含量扣除合金碳化物所占用的碳元素量后才是其基体组织中的碳含量，而基体组织中的碳含量对保持基体组织具有适当的硬度具有决定性的作用。

2.1.3 合金元素对低合金耐磨钢其他性能的影响

磨损过程中，钢材滑动接触面上的局部微区可能产生较高的温度，因而要求钢材基体组织具有一定的承受较高工作温度而不明显软化的能力，即钢材必须具有一定的抗回火稳定性。碳化物形成元素由于与碳有较强的化学亲和力而可在 150～300℃温度区间明显延缓马氏体的分解，而在 500℃以上温度可由于合金碳化物的析出而产生不同程度的二次硬化作用。显然，其作用顺序由高到低依次为：Hf、Zr、Ta、Ti、Nb、V、W、Mo、Cr、Mn。此外，非碳化物形成元素 Si 以独特的机制特别强烈地延缓马氏体的回复过程而提高钢的抗回火稳定性。

低熔点杂质元素和夹杂物对耐磨性不利，加入稀土元素可有效低抑制其不利影响。稀土元素与 O、S、P、N、H 等非金属元素有很强的化学亲和力，因而具有脱硫、脱气和消除其他非金属有害夹杂物的作用，还可改善非金属夹杂物的形态和分布，改善钢的铸态组织；此外，稀土元素能与 As、Sb、Bi、Sn、Pb 等低熔点金属杂质元素作用而形成熔点较高的化合物从而消除其不利影响。

2.2 不同类型低合金耐磨钢中合金元素的作用

低合金耐磨钢主要可分为锰系低合金耐磨钢和铬系低合金耐磨钢。除了基础合金元素外，常添加其他合金元素，例如硅、钼、钒、钨、镍、硼等，以进一步提高钢的力学性能和耐磨性能。锰系低合金耐磨钢主要为可焊接钢或珠光体钢，耐磨性要求相对略低；而铬钼系低合金耐磨钢主要为马氏体钢，耐磨性要求相对较高。由于对性能要求乃至对强化机制选择的差异，相应的合金化原理也就有所不同。

2.2.1 锰系低合金耐磨钢

锰系低合金耐磨钢主要为可焊接钢，用于耐磨性要求相对略低的零部件的制造。因此，该类钢多采用轧制方法生产，同时采用较为便宜的合金元素以降低生成成本。我国由于合金资源方面的制约，将锰系低合金耐磨钢作为耐磨钢的发展重点，不仅在可焊接耐磨钢方面同时在马氏体耐磨钢方面都不断研制开发锰系低合金耐磨钢。其主要合金元素及作用如下。

1）碳 碳是低合金耐磨钢中最重要的强化元素之一，间隙固溶的碳产生强烈的间隙固溶强化作用是马氏体强化的主要微观机制，而耐磨硬质相碳化物的形成也需要占用碳，因而低合金耐磨钢必须有一定的碳含量，同样牌号的钢用作耐磨钢时其碳含量一般均要略高一点或控制到上限。然而，碳含量过高对钢材的焊接性明显不利，对焊接性有较高要求的可焊接耐磨钢只能采用中低碳含量。此外，高碳含量对钢材的韧塑性也有不利影响。

2）锰 锰对于钢的组织、工艺性能、力学与物理化学性能都有明显的影响，且由于锰的资源丰富，价格相对比较低廉，因而在低合金耐磨钢中也是主要的合金元素之一。

锰是扩大钢相区 γ 的元素，使共析温度降低，从而使 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变在较低的温度发生，使共析转变产物变得细小。锰还使共析点的碳含量降低，因而同样碳含量的含锰钢中共析组织珠光体的量将有所增加。钢中马氏体的转变温度也受到锰的强烈增加，锰量增加，M_s 点明显下降，使淬火后残余奥氏体量增加。同时，锰降低奥氏体分解速率（C 曲线移向右方），可明显提高钢的淬透性。

锰与碳形成化合物的能力略强于铁，但弱于铬、钼、钨。锰的碳化物为渗碳体型的 Mn_3C，但在钢中通常是以合金渗碳体 $(Fe, Mn)_3C$ 的形式在晶界上出现。合金渗碳体有助于提高含锰钢的抗磨损能力，但是降低钢的韧性。

锰在低碳和中、高碳钢中都可发挥其作用。低碳钢中加入质量分数为 0.8%～1.6% 的锰，对钢材的奥氏体形变与再结晶行为及形变诱导铁素体相变行为均有明显的影响，可使形变奥氏体和形变后相变铁素体的组织明显细化而获得较高的强度和韧性；而采用淬火、低温回火处理时，可促进形成低碳马氏体组织，其强度、硬度和耐磨性明显高于普通低碳钢，碳含量 w(C) 为 0.12%～0.18% 时，热处理硬度可达 35～42HRC，而碳含量 w(C) 超过 0.18% 时硬度可超过 42HRC，接近或相当于中碳调质钢；同时，低碳含锰钢的焊接性能良好并容易进行冷加工塑性成形；因而是适用于低应



力磨料磨损场合的被广泛使用的低碳低合金耐磨钢，主要牌号有 12MnK、16MnK、20MnK、25MnK 和 WeltenAR 系列钢号等。而中碳钢中加入锰，可明显提高钢的淬透性，经过热处理后使钢的力学性能和工艺性能均明显提高，可作为高强度抗磨钢使用，主要牌号有 40Mn、50Mn2、42Mn2V、45MnB、40MnVB等。

钢中锰含量较高时，会增加钢的过热敏感性使晶粒急剧增长，并增大回火脆性倾向。为了消除和减小锰的这些不利影响，可以再添加其他合金元素，最常用的元素是钒和钛。

3）钒、钛、铌　钒、钛、铌都是强烈的碳氮化物形成元素，由于在钢中的加入量一般均小于质量分数 0.1%，因而被称为微合金元素，它们在钢中与碳化合形成颗粒细小的 MC 型碳化物，高温下主要分布于晶界，由于 MC 型碳化物在奥氏体中的固溶度较小，即使加热到很高的温度也难于完全溶解，因而具有高温下抑制晶粒长大的作用，其作用效果以钛最为明显，铌次之，钒又次。而微合金化与控制轧制相结合的 TMCP 技术可使形变奥氏体组织显著细化，其作用效果以铌最为明显，钒次之。此外，在较低温度下沉淀析出的 MC 型碳化物的尺寸在 nm 至 10 nm 的数量级，可产生明显的沉淀强化效果，这方面的作用效果以钒最为明显，铌次之。我国常用的低合金耐磨钢种有 09MnV、12MnV、15MnTi、20MnVK、25MnVK 等，近年来也有含铌钢的研制开发工作。

4）硼　钢中固溶的硼通常偏聚吸附于奥氏体界面上使界面能降低，从而阻止铁素体形成使先共析铁素体和上贝氏体孕育期延长，从而显著提高钢的淬透性。钢中加入质量分数为 0.001% ~ 0.004% 的硼（有效硼保证在 0.001% 左右）即能非常有效地提高中碳锰钢的淬透性。

5）硅　硅是非碳化物形成元素，在钢中主要以固溶态存在。硅可明显提高钢的淬透性，且与锰复合加入时这方面的作用可相互增强。硅以独特的机制强烈地延缓马氏体的回复过程而提高钢的抗回火稳定性。此外，硅还会产生明显的固溶强化作用。

6）稀土　稀土元素具有脱硫、脱气和消除其他非金属有害夹杂物的作用，还可改善非金属夹杂物的形态和分布，改善钢的铸态组织，因而有助于提高钢的强度、韧性和耐磨性。

2.2.2　铬系耐磨钢

铬系低合金耐磨钢主要为马氏体（或马氏体加贝氏体）钢，其强度、硬度和耐磨性均相当高，适用于对耐磨性要求较高的零部件，是低合金耐磨钢中应用最广泛的钢种。国际上大部分低合金耐磨钢均属于该类钢，其中通常均同时加入钼，因而也被称为铬钼系低合金耐磨钢。我国由于合金资源方面的制约，铬钼系低合金耐磨钢的发展曾受到一定的限制，但随着开放程度的加大特别是国民经济建设的需求迅速增加，近年来铬系低合金耐磨钢得到迅速的发展。铬系低合金耐磨钢中主要合金元素及作用如下。

1）碳　淬火马氏体的强度和硬度随钢中碳含量的升高而增大，在碳含量（质量分数）为 0.6% 左右时基本平缓，而加入适当的使共析点左移（向较低碳含量方向移动）的合金元素后则在碳含量为 0.5% 左右时就趋于平缓。因此，为了获得高硬度和适当的韧性，通常都采用 0.4% ~ 0.5%（质量分数）的中碳含量。

2）铬　铬在钢中具有较高的固溶度，固溶的铬对碳原子的迁移起阻碍作用，推迟奥氏体转变孕育期，从而提高钢的淬透性；铬还使钢的等温相变特性发生变化，贝氏体转变区移向较低温区，导致珠光体与贝氏体转变区域分离。此外，铬还使钢的共析点左移，使共析组织碳含量降低，因而能使钢中共析组织量及二次碳化物量增加。

与铁相比，铬与碳更容易化合形成碳化物，因此铬在钢中会形成一系列稳定的铬碳化合物。室温下低铬钢中主要碳化物相为合金渗碳体 $(Fe, Cr)_3C$，其硬度为 860 ~ 1 400HV；铬含量较高时出现 $(Fe, Cr)_7C_3$ 相，其硬度为 1 450 ~ 2 100HV，呈条状分布；而铬含量更高或温度较高时将出现 $(Fe, Cr)_{23}C_6$ 相，其硬度为 1 300 ~ 1 650HV。这些碳化物对钢材的耐磨料磨损性能有利，而 M_7C_3 型和 $M_{23}C_6$ 型碳化物的出现显然更为有利。

铬还增强钢的回火稳定性，含铬钢一般需要在较高的温度回火。中温回火（400 ~ 500℃）时，由于大量残余奥氏体的分解和碳化物的析出，使钢产生二次硬化。

铬增大钢的回火脆性倾向，高碳钢尤其明显。回火脆性使钢材韧性显著降低，在承受冲击载荷时易发生脆性断裂。

3）钼　钼在钢中也具有较高的固溶度，固溶的钼明显提高钢的淬透性且其作用效果比铬更为明显，而铬与钼复合加入时这方面的作用可相互增强。此外，钼在强烈延缓珠光体相变的同时对贝氏体相变的影响较小，因而使钢在连续冷却时很容易获得贝氏体组织。

钼是比铬更强的碳化物形成元素，当钼含量较低时，钼进入渗碳体中得到比 $(Fe, Cr)_3C$ 硬度更高一些的 $(Fe, Cr, Mo)_3C$ 合金渗碳体；当钼含量较高时或在较高温度回火时，可得到硬度更高（约 2 000HV）的特殊碳化物 Mo_2C，对提高钢的耐磨性更为有利。

中碳钢中钼的重要作用是提高钢材的抗回火稳定性特别是能减轻或消除含铬钢中的回火脆性。这一作用使得钼成为铬系低合金耐磨钢中必不可少的合金元素。

4）镍　镍是非碳化物形成元素，在钢中主要以固溶态存在，固溶的镍明显提高钢的韧性从而减轻钢的回火脆性，在对钢材韧性有较高要求的使用条件下，铬系低合金耐磨钢中必须加入适量的镍。

镍也能明显提高钢的淬透性，铬、镍、钼复合加入时效果更加明显。

但镍价格较高，使其广泛应用受到一定限制。

5）锰、硼、硅　为了制造厚断面耐磨零件，在铬钼钢的基础上还可适量加入锰、硼、硅以进一步提高钢的淬透性。

硼还是促进贝氏体形成元素，与钼复合加入时可得到强韧性配合良好的下贝氏体组织。

6）钒、钛、铌　同样，在中碳铬系低合金耐磨钢中也可加入强碳氮化物形成元素钒、钛、铌，它们在钢中与碳化合形成颗粒细小的 MC 型碳化物，起到高温下抑制晶粒长大的作用和低温下沉淀强化的作用。由于 MC 型碳化物的硬度和化学稳定性都非常高，因而相当明显地提高钢的耐磨料磨损性能。

如果在铬钼钢中加入质量分数为 0.5% ~ 0.6% 的钒，可以得到细晶粒的马氏体组织，明显提高钢的强度和韧性，同时其耐磨性能也显著提高。

3　低合金耐磨钢的生产

低合金耐磨钢品种繁多，但其中大多数都是由中碳合金结构钢和低合金工程结构钢经过适当的改进而成为耐磨钢的，其生产成形、加工及热处理与相应类型的钢材基本相同，本章将不再深入讨论以免重复。

低合金耐磨钢从生产工艺上大致可分为 3 种类型：直接以轧制板、管、型、线材等产品形式使用的钢材（部分钢材还需要进行焊接或切割加工）；以轧制棒材或板材供货，经锻造成形后再加工和热处理的零件；铸造成形后经加工和热处理的零件。

3.1　轧材直接使用的低合金耐磨钢的生产

该类型低合金耐磨钢的轧制生产工艺流程为：



高炉铁水预处理→转炉、电炉冶炼→炉外精炼（吹氩、喷粉或真空脱气）→铸锭（或连铸）→开坯（或连铸坯）→轧制成材→热处理→无损探伤等检查→精整→包装→入库出厂。

该类型钢材的生产与相应类型的钢材基本相同，目前已大量采用连铸连轧生产工艺以提高生产效率和成材率，轧制时采用控制轧制工艺可明显提高钢材的强度和韧性。

利用轧制余热进行热处理是目前广泛采用的热处理工艺。对珠光体型耐磨钢，最简单的生产工艺是直接空冷正火处理，钢材生产厂无需进行较大的改造即可完成，仅对较大截面的型材需进行加速冷却以得到较为细小的组织而获得较高的强度和韧性。为了使钢材组织和性能较为均匀，也可采用加速冷却后在某一温度等温保持的热处理工艺，其特别适合于需要获得贝氏体使用组织的情况，但钢厂需要配备相应的等温设备。而对马氏体型耐磨钢，则需在终轧后淬火回火，需要具备相应的淬火和回火设备，且对终轧温度的控制要求较为严格。

对于直接使用的耐磨钢用型材的生产，轧制孔型设计要求尽可能合理地分配各部位的变形系数和切入量，尽量减少拉缩量，以保证外形尺寸的规整，这对于使用条件下减少磨损具有十分重要的意义。

对于使用中需要焊接的耐磨钢用型材，一般应在钢材化学成分设计中考虑加入能在高温下抑制晶粒过分长大的合金元素，例如钒、钛或铌以控制焊接热影响区的组织粗化；此外，由于钢材的淬透性较高，在焊接施工中还要特别注意防止焊接裂纹的产生，对焊接接头部位在焊后进行适当的保温或降低冷却速度是必要的。

3.2 轧材改锻使用的低合金耐磨钢的生产

该类型低合金耐磨钢的轧制生产工艺流程与一般合金结构钢相同，而耐磨零件的生产工艺流程为：

热轧材加热→锻造成形→机加工→热处理→检验→包装→入库出厂。

对无需机加工的耐磨零件，可以利用锻造余热直接进行热处理。而对于需要较高性能的耐磨零件，锻造后还需要进行正火或调质热处理以获得良好的机械加工性能并为最终热处理做好组织准备。

根据实际需要，热处理可采用淬火→回火得到回火马氏体使用组织，也可采用下贝氏体区等温处理得到下贝氏体使用组织。

3.3 铸造低合金耐磨钢的生产

该类型低合金耐磨钢的轧制生产工艺流程为：

废钢感应炉冶炼→造型→浇注→铸件清理→机加工→热处理→检验→包装→入库出厂。

耐磨铸钢件的生产，要求精选原材料（主要是废钢），减少制成品的成分偏差；铸件表面质量要求较高，无明显铸造缺陷；铸件热处理时严格防止裂纹产生；这3个方面是获得较稳定的较低磨损率的必要前提。

耐磨件的耐磨性在很大程度上还有赖于钢中析出的碳化物的类型、数量及分布，因此，低合金耐磨钢热处理工艺中的回火温度一般比常规低温回火温度要稍高一些，这样，尽管基体强度和硬度有一定的损失，但由于可沉淀析出一定数量的合金渗碳体或特殊碳化物而对总体耐磨性是有利的。

4 低合金耐磨钢的常用钢号

如前所述，低合金耐磨钢应用范围十分广泛，近年来研制开发的钢种不断出现，因而很难对其进行全面的系统的评述，下面仅对目前应用最为广泛的铁道用低合金耐磨钢、农机具用低合金耐磨钢和矿山用低合金耐磨钢进行较为深入的讨论。

4.1 铁道用低合金耐磨钢

铁道用低合金耐磨钢包括钢轨、桥梁、机车、车辆及其零部件用钢，种类繁多，随着铁路运输的不断发展，新的钢种不断出现。这里重点介绍钢轨钢的主要品种。

钢轨是铁路的基本构件，为了铁路运输的安全性，绝对不能允许钢轨发生脆性断裂，因而其使用态组织必须为珠光体而不能为马氏体或贝氏体，故钢轨用钢主要是中高碳的珠光体型低合金耐磨钢，且属于轧材直接使用的低合金耐磨钢。

目前我国铁路所用的钢轨大部分为非合金钢轨和中锰钢轨，随着铁路运输向重载和高速发展，在一些重载线路和服役条件较严酷的线路上，热轧的普通非合金钢轨和中锰钢轨已不能满足使用要求。增加钢轨的重量以提高其刚度，整固路基使线路的稳定性提高，降低钢轨中的残余变形的积累，是延长钢轨使用寿命的有效措施。但是，最根本的措施是提高钢轨钢的力学性能特别是其耐磨性能，改善钢轨的内在质量和表面质量，以提高其使用寿命。为此，许多发达国家已部分或全部改用高强度钢轨。高强度钢轨是在普通非合金钢基础上添加少量的合金元素或通过对普通非合金钢轨进行热处理而生产的，其抗拉强度可达到1 000～1 200 MPa。即使如此，对某些条件特殊严酷的重载线路，普通非合金钢轨的全长淬火或合金钢轨也已不能满足要求。因此，采用复合强化，即合金化、变形强化和热处理强化三位一体的生产工艺，研制抗拉强度在1 400 MPa以上，屈服强度在1 000 MPa以上，表面硬度为450HB的超高强度耐磨钢轨正成为钢轨钢发展的方向。与此同时，钢轨钢的生产工艺技术也有了长足的进步，炉外精炼、连铸、万能轧机轧制、轧后余热处理等新工艺新技术的采用为生产夹杂物少而细小、晶粒细化、性能稳定的高质量钢轨创造了有利条件。

低合金钢轨钢主要承受周期性压应力和冲击、磨损（特别是弯道部分）的作用，在多雨潮湿地区、盐碱地带及隧道中还要受到严重的腐蚀。对钢轨钢的要求是具有较高的强度和一定的塑性和韧性，一般要求抗拉强度大于920 MPa，伸长率大于10%，以保证钢轨有较好的抗拉、抗剥离性和良好的耐磨性能。同时要求钢轨钢具有良好的耐大气腐蚀性能，以满足在盐碱地带及隧道中使用的要求。随着无缝线路发展的需要，还要求钢轨钢具有一定的焊接性能。

钢轨，根据其单位长度的重量、尺寸、用途等，分为轻轨、重轨、工业轨、道岔轨、起重机轨、接触轨等。

需要说明，成品轨除必须符合化学成分及强度要求外，还应通过落锤试验及内部和外表质量检查，以保证钢轨的质量。钢轨内部不得有白点、皮下气泡、残余缩孔等，其表层不得有裂缝和折叠。钢轨的外形和尺寸应符合要求，其弯曲、扭转性能及表面缺陷不得超出规定的范围。

由于车轮对钢轨接头处的冲击作用及接头处所形成的复杂应力状态，轨的两端部容易产生“低接头”现象，甚至被压溃或破裂。为了防止此种情况的发生，一般钢轨两端轨头表面必须淬火以提高其强度；淬硬层的硬度、硬化区形状、长短及深度等均有较严格的规定。由淬硬层到未淬硬的母体应均匀过渡，并不得有淬火裂缝和过热现象出现。

4.1.1 低合金钢轨钢的性能要求

影响行车安全和钢轨寿命的主要损伤形式是磨损，主要是上股侧磨和下股压溃。另外，由于屈服强度不足，还会引起波浪磨耗；以及塑韧性低导致的脆断、剥落、掉块和轨头劈裂、焊缝裂纹等。针对上述损伤形式及钢轨的工作条件和环境，要求钢轨钢必须具备以下性能。



1）耐磨性 钢轨与车轮接触，组成一对摩擦副。为了延长钢轨的使用寿命，钢轨必须具有足够的耐磨性。钢轨的耐磨性与钢的硬度密切相关，在同样的显微组织下硬度是抗磨损的决定因素。试验表明，耐磨性与钢轨钢的珠光体片层间距有很大关系，珠光体组织越细，片层间距越小，则耐磨性能越高。

2）耐压溃性 为了防止钢轨被压溃变形甚至断裂，要求钢轨具有足够的抗压溃性能。钢轨的耐压溃性能主要取决于钢轨的屈服强度。随着珠光体片层间距的减小，屈服强度将提高，耐压溃性能也得到改善。

3）抗脆断性 钢轨的抗脆断性取决于钢材的冲击韧性和断裂韧性。钢轨钢的韧性与基体组织的晶粒大小和珠光体中渗碳体片的厚度有关。晶粒粗大将导致冲击韧性下降，而随着渗碳体片厚度的增加，冲击曲线的上平台冲击吸收功将下降。此外，钢中夹杂物尺寸、形态与分布，残余应力的大小，也对钢轨的抗脆断性有很大影响。

4）抗疲劳性 在繁杂的铁路运输条件下，轨头损伤日趋严重。主要是上股侧磨、下股压溃及磨耗、表面剥落等。这些损伤所产生的表面裂纹会较快地扩展而导致钢轨的疲劳断裂失效，而由于钢轨钢的强度较高（其疲劳寿命的绝大部分来源于疲劳裂纹形成阶段）而对运输安全性的要求很高，因而一旦发生明显的疲劳裂纹就必须更换。通常会出现钢轨并未达到预期的磨损寿命，却由于上述疲劳缺陷的出现和发展而过早地被替换下来。实验分析表明，这些损伤与钢中的非金属夹杂物和钢的洁净度有着密切的关系，这些缺陷往往起源于钢中的大颗粒夹杂物处，特别是不变形的氧化物夹杂处。因此，控制钢轨的冶金质量和钢的洁净度是至关重要的，此外，钢材基体组织具有适当的韧塑性以抑制疲劳裂纹的快速扩展也是必要的。

5）焊接性 为了使车辆运行平稳、噪声小，现在各国普遍发展无缝线路，即通过焊接方式将定尺轨焊接成200 m或500 m的长轨。由此要求钢轨具有良好的焊接性。

4.1.2 低合金钢轨钢的强化方法

提高钢轨强度和综合性能主要有两种途径：合金强化和热处理强化。两种途径各有所长和不足，其优缺点见表6.5-13。

表6.5-13 提高钢轨钢性能的两种途径的优缺点比较

比较项目	热处理强化方法	合金化强化方法
加热淬火设备（需要投资、人力、场地）	要	不要
添加合金元素增加成本	不要	要
对闪光焊、铝热焊、修补焊的适应性	可以	较好
耐磨性	表面耐磨，内部较差	一致耐磨
耐蚀性	不能改善	可以改善
能源消耗	大	小

（1）低合金钢轨钢的合金化

碳是钢中最便宜的合金元素，最早的钢轨钢的碳含量（质量分数）仅为0.3%~0.4%，随着耐磨性能要求的不断提高，钢轨钢的碳含量也不断提高。现在普通钢轨的碳含量一般均为0.8%。众所周知，钢的抗拉强度和硬度随碳含量的增加而提高，但是塑性将随之下降且脆化倾向随之显著增大。

除碳以外，在非合金钢轨钢中还加入了比一般脱氧要求高的锰，锰含量（质量分数）一般为1.0%~1.5%。锰的主要作用是扩大奥氏体相区并推迟珠光体的形成，从而使珠光体相变在较低的温度发生而得到比较细小的珠光体组织；同时锰还产生一定的固溶强化作用。

为进一步提高钢轨钢的强度，在高强度钢轨钢中还加入一些其他合金元素，主要是Cr、Mo、V和Nb等。Cr和Mo在奥氏体中均有一定的固溶度，固溶的Cr和Mo的主要作用是推迟珠光体转变，由此细化珠光体，从而提高钢的强度和耐磨性。V和Nb的主要作用是在高温下阻止晶粒长大而细化晶粒和在低温下沉淀析出产生沉淀硬化作用，由此明显提高钢的强度，特别是屈服强度。加Nb对改善钢轨钢的焊接性也有明显好处，这主要与其阻止焊接热影响区的晶粒粗化有关。实验表明，在钢轨钢中加入质量分数为0.05%的Nb，由于晶粒细化作用可以明显提高钢的冲击韧性和疲劳强度极限。

（2）低合金钢轨钢的热处理 钢轨热处理工艺可以分为离线热处理（重新加热和冷却）和在线全长淬火热处理（在生产线上利用轧制余热）两类。

1）离线热处理 离线热处理是相对于在线热处理而得名的。在使用轧制余热进行在线全长淬火工艺以前，世界各国所采用的都是离线热处理工艺。较早的钢轨热处理工艺为淬火、回火，即QT工艺（Quenching Tempering）。经热处理后，在钢轨轨头表层得到回火马氏体，内层为贝氏体和珠光体，而钢轨轨体部分主要为珠光体。经过这样的热处理后的钢轨的组织和性能比热轧态有明显的提高。

然而，在淬火冷却过程中钢轨轨头次表层形成的上贝氏体组织在随后的回火过程中将发生软化，而软化层很可能恰好处在轮轨最大接触应力区。因此，这种热处理钢轨的抗接触疲劳性能较差，在使用过程中易发生疲劳掉块。另外这种工艺处理的钢轨的变形较大，为矫直和消除残余应力造成许多困难。

为改善和提高钢轨使用性能还发展了欠速淬火工艺，即SQ工艺（Slack Quenching）。利用这种工艺，在钢轨轨头表层可得到细片层状珠光体。试验表明，在相同的硬度下，珠光体比回火马氏体和贝氏体耐磨，而且珠光体片层间距越细越耐磨。

2）在线热处理 在线热处理是20世纪80年代发展起来的一种新工艺。它与QT和SQ工艺不同是不需重新加热钢轨，而是利用轧后余热通过控制冷却（水雾冷却、有机物溶液冷却、压缩空气冷却等）来获得所需要的组织和性能。在线热处理是一条减少能耗、简化工序、投资少、成本低、生产周期短、生产效率高的工艺路线，但对相关工艺参量，例如终轧温度、冷却速率的控制要求比较严格。目前这项新工艺正逐步取代离线淬火工艺。

4.1.3 低合金钢轨钢的生产工艺特点

离线热处理低合金钢轨钢的生产工艺流程为：

转炉冶炼→铸锭（连铸）→初轧开坯→加热→轧制→热锯→缓冷→立、卧矫直→铣头→钻孔→轨端淬火→探伤→检查入库。

终轧缓慢冷却后的钢轨经感应加热装置重新加热实施热处理，加热方式有局部的、表面的、也有整体的。冷却方式有快速淬入冷却介质然后回火，也有在流动空气中控制冷却等。

采用在线热处理的钢轨钢的生产流程是用快速冷却工艺取代缓冷工艺。但终轧后的缓冷工艺具有一重要的作用，就是使钢中所含的微量氢在冷却过程中能够脱溶逸出从而避免或减轻氢脆现象，因此，采用在线热处理工艺的关键是如何避免或减轻氢脆。目前世界上工业发达国家的钢轨生产厂主要采用低氢冶炼、真空脱气等方法来解决这一技术难题。

近年来，世界各国钢轨生产的传统工艺发生了重大变革。从冶炼到成品检验的各个环节都广泛采用新技术和新工

艺来改善钢轨的内部和外观质量。

传统的钢轨钢冶炼方法是平炉冶炼，现在各国基本完全淘汰平炉，而采用铁水预处理转炉冶炼，并采用顶底复吹、炉外精炼、真空处理和大方坯连铸工艺。这不仅使钢液的温度和成分较为均匀，而且显著改善了钢的偏析并降低了夹杂物和杂质元素的含量，并可使钢中氢含量（质量分数）降至 2×10^{-6} 以下。

钢轨轧制方面，将连续式加热炉改造为步进式加热炉，可使钢坯温度均匀，减低表面脱碳层深度。而自动控制炉温和炉内气氛，可减少加热时间及相应的烧损。用万能轧机轧制重轨，能更好地适应钢轨踏面和底面的变形，使钢坯中残存的树枝状结晶尽可能细化，防止微裂纹的萌生和开裂；同时还可使钢材截面尺寸精确，轨头轨底压缩比大，对称变形，金属流线分布合理，并降低轧辊消耗。

此外，采用平立式联合矫直机和液压四面矫直机进行矫直，压力小，残余应力小，能达到理想的重轨平直度；对全长和距轨头 700 mm 处进行补矫，可使端头弯曲度合乎标准要求。普遍采用表面涡流探伤，可以发现表面微细裂纹。

4.1.4 低合金钢轨钢的典型钢种

从 20 世纪 70 年代到 80 年代开始，各国研制开发并工业化生产的典型低合金钢轨钢有 Cr 轨、Cr－V 轨、Cr－Mo 轨、Cr－Mo－V 轨和高 Si 轨及微量 Nb 合金轨。见表 6.5-14。

表 6.5-14 各国低合金钢轨钢化学成分和性能

生产厂家	钢类	化学成分（质量分数）/%							抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%
		C	Si	Mn	Cr	Mo	V	其他		
CF&I	Cr－Mo	0.78	0.21	0.84	0.74	0.18	—	—	≥1 230	≥9
CF&I	Mn－Si	0.75	0.65	0.80	—	—	—	—	≥980	≥11
Algoma	Cr	0.75	0.25	0.65	1.15	—	—	—	≥1 100	≥9
British Steel	Cr	0.75	0.35	1.25	1.15	—	—	—	≥1 130	≥11
Krupp	Cr－Si	0.70	0.75	1.05	1.00	—	—	—	≥1 140	≥12
Thyssen	Cr－V	0.75	1.00	1.05	1.00	—	0.20	—	≥1 200	≥8
Klockner	Cr－Mo－V	0.65	0.30	0.80	1.00	0.10	0.10	—	≥1 145	≥12
Sydney	Mn－Cr－V	0.70	0.20	1.65	0.30	—	0.10	—	≥1 035	≥12
Sydney	Cr－Si－Nb	0.70	0.55	1.10	0.80	—	—	Nb0.06	≥1 040	≥10
Brasil Steel	Si－Nb	0.74	0.80	1.30	—	—	—	Nb0.03	≥1 070	≥10
Sasilor	Si－Cr	0.69	0.77	0.96	0.85	—	—	—	≥1 100	≥10
Climax	Cr－Mo	0.73	0.16	0.83	0.75	0.21	—	—	≥1 115	—
Climax	Cr－Mo－V	0.75	—	0.60	0.60	0.29	0.10	—	≥1 250	—
Luxembourg	Cr－Ni－Cu－V	0.40	0.50	1.4	0.8	—	—	Ni0.20 Cu0.80	≥1 055	≥13
津巴布韦	Cr－Mn－V	0.75	0.42	1.24	1.00	—	0.16	—	≥1 130	12

由表 6.5-14 可看出，目前国际上通用的低合金钢轨钢的抗拉强度基本都不大于 1 000 MPa，而强度更高的钢轨钢的研制开发已普遍受到重视。

德国蒂森钢厂生产的 Cr－V 轨是用于重载线路的高耐磨轨，显示出良好的使用性能，没有出现任何焊接问题，其抗拉强度大于 1 200 MPa，使用寿命大约为 969 MPa 级钢轨的 3 倍。

美国 Climax 钼公司生产的 Cr－Mo 轨，经铺路试验证明，具有相当低的磨损速率，使用寿命为标准非合金钢轨的 3 倍；而所生产的 Cr－Mo－V 轨，其强度达到了珠光体钢轨钢目前在工业化生产中所得到的最高强度值，铺路试验证明 Cr－Mo－V 轨比 Cr－Mo 轨和轨头淬火的钢轨的耐磨性进一步提高。

日本钢管 20 世纪 80 年代开发的 Si－Cr－V 钢轨以 1～2℃/s 的冷却速度进行欠速淬火处理。这种钢轨称为 NKK 型低合金 HH 钢轨，简称 NKK－AHH 钢轨。其热处理后的珠光体组织相当细小，硬度、强度和耐磨性均明显提高。

津巴布韦生产的 Cr－Mn－V 合金钢轨，表面质量好，耐磨性能好，其强度超过了 1 100 MPa。

我国纳入标准正式生产的低合金钢轨有：U71Mn、U70MnSi、U71Cu 和 U71MnSiCu，未纳入标准的有 U74SiMnV 和 PD3 微 V 合金钢轨。见表 6.5-15、表 6.5-16。

表 6.5-15 我国已纳标低合金钢轨钢的化学成分与性能（摘自 GB/T 2585）

钢号	化学成分（质量分数）/%						抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%
	C	Si	Mn	P	S	Cu		
U71Cu	0.65～0.77	0.15～0.30	0.70～1.00	≤0.040	≤0.050	0.10～0.40	≥787	≥9
U71Mn	0.65～0.77	0.15～0.35	1.10～1.50	≤0.040	≤0.040		≥885	≥8
U70MnSi	0.65～0.75	0.85～1.15	0.85～1.15	≤0.040	≤0.040		≥885	≥8
U71MnSiCu	0.65～0.77	0.70～1.10	0.80～1.20	≤0.040	≤0.040	0.10～0.40	≥885	≥8

表 6.5-16 我国未纳标低合金钢轨钢的化学成分与性能

钢号	化学成分（质量分数）/%						抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%
	C	Si	Mn	P	S	V		
U74SiMnV	0.68～0.82	0.90～1.50	1.10～1.50	≤0.040	≤0.040	0.06～0.12	≥1 080	≥8
PD3	0.72～0.82	0.65～0.90	0.75～1.05	≤0.040	≤0.040	0.05～0.12	≥980	≥8



鞍钢生产的U70MnSi高硅钢轨钢的强度高，综合力学性能良好，在小半径弯道上使用可比普碳轨提高使用寿命2～3倍。其轨端不需要淬火，因此，既不出现鞍型磨耗，也没有低接头损害，大大减少了线路养护工作，减少了配件的消耗。但由于其化学成分控制范围较窄，实际生产中必须严格控制。

鞍钢试生产的U74SiMnV钢轨则属于1 080 MPa强度级超高强度耐磨轨道钢，具有强韧性好和耐磨性能优良的特点，在小半径弯道上铺路使用的结果表明，其耐磨性是中锰轨的5.5倍以上，达到了国外Cr－Mo、Cr－Mo－V钢轨的水平。

攀钢生产的PD3微钒合金钢轨钢强度较高，达到980 MPa级，在300～580 m小半径弯道上铺路试验，其耐磨性明显优于U71Mn轨。

武钢生产的U72Cu和U71MnSiCu含铜高强度轨道钢，除具有高硅钢轨的优点外，还有一定的抗大气腐蚀的能力，适于在隧道和小半径弯道上使用。U71MnSiCu钢轨曾经是我国出口援建坦赞铁路的主要钢轨。

包钢试生产的U74Nb钢轨钢，是包钢试制的一种低合金钢轨钢，经形变热处理后，其性能可以达到整体油淬钢轨的水平。

包钢、鞍钢还在普碳钢轨的基础上试制生产了稀土轨道钢，加入RE可改变夹杂物的形态、大小、分布以及净化钢质，从而改善钢轨的质量，提高钢轨的性能。其中有包钢试生产的60 kg/m级的NbRE轨，鞍钢试生产的50 kg/m级的NbRE轨，经过一年多的小半径运营铺路试验，发现稀土轨的使用寿命和耐磨性比普碳轨有所提高。

4.2 农机具用低合金耐磨钢

农机具的种类很多，结构比较复杂，且大部分机具多在露天存放。农机具工作时，除承受静力载荷、冲击载荷和疲劳载荷作用外，有些农机具还遭受大气、水、农药、化肥等的腐蚀，农机具工作面还要承受土壤和作物的磨损，工作条件较为恶劣。因此，在选择农机具零件用钢时，通常必须考虑钢材的强度、韧性及耐磨性等，同时也应充分考虑其切削、冲压、焊接、热处理等工艺性能。此外，由于我国农业相对不发达，农业劳动生产率低，对农机具的价格形成严重的制约，因而必须尽可能地降低农机具的制造成本。

4.2.1 主要农机具用钢

农机具产品的机架和壳体一般采用普通非合金钢制造，为了减轻农机具重量和提高机械强度，近年来有些农机具已选用普通低合金钢作为机架，例如采用16Mn钢冷弯矩形高频焊管作为悬挂犁、耙的机架。农机具的轴类、齿轮、弹簧以及小农具等主要选用优质非合金结构钢、弹簧钢，例如20、45、65Mn钢等。对于一些性能要求较高的农机具零件，例如谷物联合收割机的轴和齿轮以及液压元件等，则采用合金结构钢，例如20Cr、40Cr、45Cr、20CrMnTi等。对部分有特殊要求的农机具零件，例如深井泵轴以及机动喷雾器中耐农药腐蚀的零部件，则选用不锈耐酸钢，例如2Cr13、3Cr13、4Cr13等。农机具用各种类型的弹簧，可采用硅锰弹簧钢或非合金弹簧钢制造。此外，还选用合金工具钢、滚动轴承钢、稀土犁铧钢等制造一些专门用途的零部件。但这些零件大都为与土壤和农作物之间非接触因而对耐磨性能要求不高的零件，所选用的钢材不属于耐磨钢类。

农机具零件中相当大一部分是与土壤和作物接触并相对运动以完成耕作、田间管理、收割、农机具移动等操作过程的，例如主要完成耕作功能的犁铧、耙片、锄铲等，主要完成养护和收割功能的切割刀具等，和主要完成农机具移动的农机具履带等，它们在工作中将受到相当复杂和严重的磨损，由此导致的磨损失效是其主要失效方式。这类零件一般必须采用具有较高耐磨性的钢材来制造。我国早期的这类农机具主要是人力机具，再加上农业产品附加值低因而对农机具价格的限制，故大多采用普碳钢来制造。随着我国农业机械化的迅速发展，高附加值作业作物，例如经济作物、特色蔬果、花卉、草坪的大面积种植，机用农机具的需求量大幅度增加，且对其耐磨性和综合力学性能的要求也迅速提高，目前普遍采用高强度的耐磨钢来制造相关的农机具，由此也极大地促进了农机具用低合金耐磨钢的发展。可以预期，在未来一段时间内，我国农机具用低合金耐磨钢将得到非常广泛的应用和发展，耐磨性能要求更高的农机具用低合金耐磨钢的研制开发应该从现在就广泛重视和进行。

农机具用低合金耐磨钢一般为钢厂以轧制棒材或板材供货，在农机具生产制造厂进行锻造成形后再进行加工和热处理。

目前，农机具用低合金耐磨钢一般可分为3类：耕作机具用低合金耐磨钢、切割机具用低合金耐磨钢和履带低合金耐磨钢，其他农机具零件由于对耐磨性的要求不高，故不在本章论述。

表6.5-17列出我国农机具耐磨零件用低合金耐磨钢的化学成分，而表6.5-18则给出典型农机具零件选用的低合金耐磨钢及推荐的热处理工艺。

表6.5-17 我国农机具耐磨零件用低合金耐磨钢的化学成分（质量分数） %

钢 号	C	Si	Mn	S	P	Cr	其 他
65Mn	0.62～0.70	0.17～0.37	0.90～1.20	≤0.04	≤0.04	≤0.25	
41Mn2SiRE	0.37～0.44	0.60～1.00	1.40～1.80	≤0.04	≤0.04	—	RE0.15
55SiMnCuRE	0.50～0.60	0.80～1.10	0.90～1.25	≤0.04	≤0.04	—	RE0.10～0.20 Cu≤0.40
65SiMnRE	0.62～0.72	0.90～1.20	0.90～1.20	≤0.04	≤0.04	—	RE0.20
9Mn2V	0.85～0.95	≤0.35	1.70～2.00	≤0.03	≤0.03	—	V0.10～0.25
Cr03	1.20～1.30	≤0.35	0.20～0.40	≤0.03	≤0.03	0.25～0.40	
Cr06	1.30～1.45	≤0.35	0.20～0.40	≤0.03	≤0.03	0.50～0.70	

表6.5-18 我国农机具耐磨零件用低合金耐磨钢的选用

典型零件	选用钢号	推荐热处理工艺	热处理硬度	附 注
犁铧	65SiMnRE	(830±10)℃淬火，(280±10)℃回火	52～60HRC	65SiMnRE比65Mn使用寿命高25%～50%
	65SiMnRE	(830±10)℃淬火，(240±10)℃回火	52～60HRC	



续表 6.5-18

典型零件	选用钢号	推荐热处理工艺	热处理硬度	附　注
旱田耙耙片	65Mn，65SiMnRE	780～820℃油淬，420～450℃回火水冷	42～49HRC	
水田耙耙片	65Mn	800～830℃油淬，450～500℃回火水冷	38～44HRC	
中耕机锄铲	65Mn	780～830℃油淬，300～350℃回火	400～500HB	
犁、浅耕机、播种机的圆盘	65Mn	(820±10)℃淬火，380～400℃回火	42～49HRC	
推土机铲刀	55SiMnCuRE	780～810℃油淬，150～200℃回火	60～62HRC	
收割机刀片	9Mn2V	780～810℃油淬，150～200℃回火	60～62HRC	
铡草机刀片	65Mn	780～830℃油淬，300～350℃回火	450～500HB	
粉碎机刀片	65Mn	780～830℃油淬，150～200℃回火	58～60HRC	
	9Mn2V	780～810℃油淬，150～200℃回火	60～62HRC	
割草机刀片	9Mn2V	780～810℃油淬，150～200℃回火	60～62HRC	
剪毛机刀片	Cr03	820～840℃水淬，180～200℃回火	≥62HRC	
	Cr06	780～810℃水淬，150～200℃回火	60～62HRC	
拖拉机履带板	41Mn2SiRE	(850±10)℃淬火，500～450℃回火	38～42HRC	耐磨性比45钢提高50%以上

4.2.2　耕作农机具用低合金耐磨钢

1）犁铧　犁铧是耕作机械的主要工作部件之一，用以铲起土块和切割土壤中的残根。犁铧和犁壁按一定几何形状共同组成犁体曲面，能够同时完成切土、翻土和碎土等操作。犁铧在工作时，受到土壤颗粒的不断摩擦而磨损。铧刃经长时间使用后将由于磨损而逐渐磨钝，铧尖变圆，甚至因与土壤中石块相撞而发生折断。因此，犁铧应具有耐磨损和不易崩刃的刃口，还应具有足够的强度。

犁铧的使用寿命主要取决于犁铧的硬度、强度、热处理质量以及土壤的结构和性质。提高材料硬度是改善犁铧耐土壤颗粒磨损性能的主要因素。根据试验结果，在一定的硬度范围内，相对耐磨系数随着钢材硬度的增加成直线上升，但超过一定的硬度范围（例如T10钢在835HV左右）后，其相对耐磨系数将可能平缓并逐步下降，而且硬度过高受到冲击时犁铧也容易发生脆性断裂。因此，犁铧的硬度一般控制在52～60HRC之间。

由于犁铧的磨损主要集中在铧尖和刃口部分，所以犁铧的热处理都采取局部淬火和回火。犁铧的热处理，建议用盐浴炉加热至（820±10）℃，保温4～5 min，水淬3～4 s，然后油淬；并在（240±10）℃回火60～90 min。热处理后硬度为52～60HRC，淬火区金相组织为较细的针状马氏体，不允许有粗大的马氏体出现。粗针状马氏体的出现说明钢已过热，在使用时铧尖易于折断和崩刃。因此犁铧淬火加热时不能过热，并且淬火后应立即回火。

此外，为提高犁铧的耐磨性，还可以采用等温淬火、高频淬火、电火花强化、双金属复合材料和表面堆焊耐磨合金等方法。

我国犁铧用低合金耐磨钢的化学成分和热处理工艺见表6.5-17和表6.5-18，鞍钢中型轧钢厂生产的犁铧型钢65SiMnRE、65Mn，自1986年以来一直保持着部优质产品称号，在国内有较高的声誉，是制造农机机引犁铧的主要材料。我国生产的犁铧原来多采用65号钢，耐磨性能较差。而65SiMnRE、65Mn钢具有较高的强度和耐磨性，还有良好的淬透性和回火稳定性、抗氧化脱碳性能亦较好。其冶炼、轧制工艺基本与65号钢相同，但热处理后的强度比65号钢明显提高。经农机科学院鉴定，所制造的犁铧的耐磨性比国外中碳含锰犁铧钢高20%～30%。经北京，山东、辽宁等地多年实践证明：用65SiMnRE、65Mn型钢制造的犁铧使用性能良好，耐磨性已超过德国进口犁铧，达到世界先进水平。

主要工业发达国家的犁铧用低合金耐磨钢的化学成分见表6.5-19。

表 6.5-19　国外犁铧用低合金耐磨钢的化学成分（质量分数）　%

国别	钢号	C	Si	Mn	S	P
美国	SAE1085	0.79～0.94	0.10～0.20	0.70～1.00	≤0.05	≤0.04
英国	En45	0.50～0.60	1.50～2.00	0.75～1.00	≤0.05	≤0.05
德国	90Mn4	0.85～0.95	0.25～0.50	0.90～1.10	≤0.04	≤0.04
	45MnSi5	0.40～0.50	1.10～1.40	1.10～1.40	≤0.04	≤0.04
俄罗斯	65－Л	0.62～0.70	0.17～0.37	0.50～0.80	≤0.05	≤0.04

2）犁壁　犁壁也是耕作机械的主要机件之一，它和犁铧一起完成切土、翻土和碎土操作。耕地时和犁铧一样受土壤磨粒的磨损。此外，犁壁表面应很光滑，不粘土。因此，犁壁不仅要耐磨，而且要有良好的抛光性和足够的强度，以克服工作时作用在犁壁表面上的弯折力和冲击载荷。

制作犁壁的材料一般有两种：用厚5～8 mm的低碳钢钢板渗碳后淬火低温回火；或用35钢的三层钢板淬火低温回火。犁壁表面硬化层的组织应为细针状回火马氏体或板条状回火马氏体，不允许有渗碳体网存在。非硬化层区的组织为铁素体和部分细珠光体。

3）耙片　耙片是耕地机械的主要工作机件，用于松土、碎土和切断土壤中的残根杂草。耙片在工作过程中除受土壤磨粒的磨损外，还会遇到石块、树根和残茬等障碍物，因此耙片的刃口除要求耐磨外，还应具有较高的强度和韧性，以避免破裂和残余变形。

耙片用65Mn钢制造，热处理后其硬度为：旱田耙42～49HRC，水田耙38～44HRC。

65Mn耙片在淬火加热时，要注意控制淬火温度，因为它的锰含量较高，过热倾向大、加热温度过高时，由于晶粒



粗大，会引起力学性能显著降低。同时还要注意淬火方式和防止耙片的严重变形。高温回火时，必须迅速冷却，以防止产生回火脆性。65Mn钢耙片的热处理工艺见表6.5-20。

表6.5-20 65Mn钢耙片的热处理工艺

零件名称	淬火			回火			硬度HRC
	加热温度/℃	保温时间/min	冷却介质	加热温度/℃	保温时间/min	冷却介质	
旱田耙耙片	780～820	7	20号机油	420～450	90	水	42～49
水田耙耙片	800～830	10	油	450～500	90	水	38～44

4）锄铲　锄铲是中耕机的主要工作机件，用于作物的中耕除草、松土和培土。锄铲要求刃口锋利和耐磨。机动中耕机锄铲用65Mn钢制造，其热处理工艺与耙片相同。

5）推土机铲刀　推土机是大型农田水利建设中常用的机械设备，推土机铲刀与土石之间将产生较为激烈的摩擦磨损，因而要求具有相当高的耐磨性特别是耐磨料磨损性能；此外，由于其工作过程中要承受很大的冲击载荷，因而还要求具有足够的刚性以防止折断，和要求较高的韧性以防止发生脆性断裂。

我国研制生产的推土机铲刀用钢55SiMnCuRE属于中高碳低合金耐磨钢，热处理至60～62HRC的硬度使用，具有很高的耐磨性和适当的韧性。

近年来，鞍钢参照日本小松制作所相应钢种研制了31SiCrMoB钢，该钢由于碳含量较低，因而具有良好的韧性；具有良好的淬透性，适用钢板厚度为20～38 mm；故特别适宜于制造大型推土机铲刀。其热处理工艺为（950±10）℃加热后水淬，（350±10）℃回火，热处理后的抗拉强度大于1 620 MPa，回火马氏体组织中分布有细颗粒的合金渗碳体和Mo_2C碳化物，具有高强度、高耐磨（耐磨料磨损）、韧性好等特点，经山东推土机总厂等单位使用，主要使用性能指标达到国际先进技术水平。31SiCrMoB钢的化学成分和力学性能见表6.5-21、表6.5-22。

表6.5-21 大型推土机铲刀用钢的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	B
0.27～0.35	1.50～1.70	0.30～0.70	≤0.035	≤0.035	0.50～0.80	0.05～0.20	0.000 5～0.003 5

表6.5-22 大型推土机铲刀用钢热处理后的力学性能

抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	断面收缩率 ψ/%	常温 A_{KU}/J	硬度 HRC
≥1 620	≥7	≥30	≥24	46～52

4.2.3 切割农机具用低合金耐磨钢

切割农机具主要包括收割机、铡草机、粉碎机、割草机、剪毛机等所用的刀片，主要用于切割或粉碎农林作物或农牧产品，其广义的范围甚至还包括农林牧产品加工过程中所用的各种刀具。由于与农林作物或农牧产品之间产生的摩擦，将导致切割刀具磨损失效或丧失刀口锋利度。因此，提高农机具用钢的耐磨性和刀口锋利性是十分重要的。

最近的研究结果表明，尽管被切割物体（例如农作物、草坪草叶、羊毛等）的硬度很低，但要获得良好的切割质量，切割刀具的刀口锋利程度是最为关键的，特别是诸如花卉切枝、草坪修剪、果树修剪、农作物修枝打叶等，为了不损害作物的正常生长，在修剪操作中必须保证完全的切割而不允许有任何拖曳。而为了得到非常高的刀口锋利度，切割刀具必须有相当高的刀口硬度且不能含较多的合金元素。因此，切割农机具用低合金耐磨钢的研制和发展必须特别注意刀口锋利性问题。

农机具刀片大多采用高碳钢制造，热处理工艺主要为淬火低温回火，热处理后组织为回火马氏体，使用硬度在60～62HRC。要求较低的农机具刀片可采用非合金工具钢，而大部分刀片则采用低合金工具钢（如$9Mn_2V$），而剪毛机刀片则采用碳含量w(C)更高（1.20～1.45%）的含铬低合金工具钢Cr03和Cr06。

近年来，在引进消化国外先进材料方面也进行了大量工作，例如烟叶切割刀具用钢，是在英国、德国、美国相关钢种的基础上，研制开发出的9CrV新型低合金工具钢，经特殊热处理后可达到67～70HRC的超高硬度并具有足够的韧性，在烟叶、烟梗切丝切片方面使用效果明显超过国际最好水平，在草坪剪草刀方面应用也取得相当良好的效果，烟叶或草叶在切割过程中未产生任何拖曳损伤现象。超高硬度的低合金耐磨钢的研制和生产应用将是农机具刀片用钢的重要发展方向。

4.2.4 履带板用低合金耐磨钢

履带板是很多农业机械也是很多工程机械的运动部件之一，由于履带板同时又是机械设备的支承部件，机身质量全部成为正压力，而履带板与土壤砂石之间的摩擦系数又很大，因而在使用过程中履带板将与土壤砂石之间发生严重的摩擦磨损，磨损失效是履带板的最主要失效方式。此外，履带板受力是周期性的并有一定的冲击性，而由于地面的凸凹不平又造成其受力的不均匀性，因而履带板用钢还必须具有较高的韧性以防止脆性断裂。而采用具有较高耐磨性和一定韧性的低合金耐磨钢制作履带板以提高其使用寿命是非常重要的。

我国履带板用钢主要为中碳低合金耐磨钢，主要钢种有41Mn2SiRE。鞍钢大型轧钢厂试制的40Mn2Si履带板用钢，比原用的45号钢强度提高40%，耐磨性提高50%。经用户鉴定，其硬度、抗压性、耐磨性可与日本小松履带板相媲美。在此基础上，适当调整碳含量并加入适量的稀土元素，形成我国独特的含稀土高耐磨性履带板用钢，耐磨性和使用寿命进一步提高。

近年来，随着我国对外开放程度的不断提高，国际知名公司在我国建设了相关机械的生产厂，需要提供能满足其技术性能要求的履带板用低合金耐磨钢。为此，宝钢上五厂研制生产了具有更高性能的1E1813、1E1998履带板用钢，其基础化学成分为碳锰钢，但碳含量进一步降低以提高韧性，加入硼以提高淬透性，而为保证硼能够有效发挥作用不受氮原子的干扰，钢材必须进行微钛处理，按钛/氮质量比大于4但最多不超过质量分数0.065%加入钛（实际加入量控制在质量分数为0.035%～0.06%）。其化学成分见表6.5-23，推荐的热处理工艺为（870±10）℃加热后淬火，回火至35～40HRC使用，使用性能良好，强度、韧性和耐磨性均满足要求。由此，宝钢上五厂已被列入卡特彼勒公司全球采购名录成为其正式钢材供应商，并通过了卡特彼勒公司完全批准状态认证。

表6.5-23 宝钢上五厂研制生产的履带板用钢的化学成分（质量分数）　%

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	B
1E1813	0.23～0.28	0.15～0.35	1.00～1.30	≤0.04	≤0.03	≤0.20	0.000 5～0.003 0
1E1998	0.23～0.28	0.15～0.35	1.10～1.40	≤0.03	≤0.01	0.30～0.50	0.000 5～0.003 0

4.3 矿用低合金耐磨钢

矿用低合金耐磨钢品种较多，主要用于矿山机械设备以及支护设备、输运设备，例如大型挖掘机、破碎机、球磨机、矿山卷扬设备、钻机等。这些设备的特点是：体积大，载荷重，零件截面尺寸大并且形状较为复杂，工作条件恶劣，大部分机械设备承受冲击动载荷、磨料磨损十分严重等。

选择矿山机械零件用钢时，首先要根据零件的工作条件和受力情况，并结合零件的截面尺寸大小，考虑材料需要达到的力学性能和工艺性能，例如强度、韧性、耐疲劳性能、塑性、耐磨性、组织的稳定性、淬透性、切削加工性和焊接性等。而且，当零件尺寸与重量增大时，在冶炼、铸造、锻压、热处理等各个工序上会产生一些工艺上的特殊问题。例如回火脆性，对小件可采用回火后快冷来解决，但对大件则不允许。因此，在选用大零件用的材料时，对其工艺性能要特别注意，在保证要求性能的前提下，以采用较简单而又经济的工艺并有高的成品率为好。

矿用低合金耐磨钢中，支护设备用钢多采用轧制型材直接使用，输运设备也大量采用轧制型材直接使用，而采掘、破碎、磨矿等机械设备中的主要耐磨零件则需采用铸造后加工热处理或轧材改锻成形后加工热处理的工艺生产。

4.3.1 矿山支护设备用低合金耐磨钢

我国矿山支护和输运设备用低合金耐磨钢主要包括GB4697规定的16MnK、20MnK、25MnK、20MnVK、25MnVK等钢号，其化学成分见表6.5-3。这类钢除了保证规定的强度和性能外，应具有较好的耐磨性，因此钢中碳含量比通用的低合金结构钢要高，焊接性能相对差一些。这些钢的使用态组织为铁素体加珠光体或索氏体，一般以热轧态或正火态板材或型材直接使用。钢材的强度和耐磨性随钢中碳含量的升高而增大，而加钒的钢种比相应的不加钒钢的组织有所细化因而强度和耐磨性有所提高。

然而，随着矿山支护新方法新技术的采用和对矿山作业安全性要求的大幅度提高，对矿用低合金耐磨钢的性能要求也越来越高，参考国际上较为先进的WeltenAR系列钢种的设计和生产情况，我国也研制开发了一批新型矿用低合金耐磨钢和新型结构的型材。

1）矿用大断面支护U型钢 随着煤炭工业采煤机械化程度的不断提高，综合采煤机大量应用，巷道面积不断扩大，矿顶板压力增高，围岩变形显著，对大断面矿用U型钢的需求明显增加。我国采用矿用低合金钢16MnK和20MnK生产29U、36U型钢，其供货态力学性能见表6.5-24。

表6.5-24 矿用大断面支护U型钢的力学性能

钢号	屈服强度 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	冷弯180°，$d=3a$
16MnK	≥330	≥500	19	完好
20MnK	≥340	≥500	16	完好

2）矿柱用U型、||型钢 矿柱支护对强度和耐磨性的要求更高，我国研制生产了较高碳含量的矿柱用U、||型钢，主要钢号为30MnK、34SiMnK，前者主要用于矿井摩擦支柱U型钢，而后者主要为||型钢，其化学成分和力学性能见表6.5-25和表6.5-26。

表6.5-25 矿柱用U、||钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	Ni、Cr、Cu
30MnK	0.27～0.35	0.17～0.37	0.70～1.00	≤0.035	≤0.035	≤0.025
34SiMnK	0.30～0.38	0.90～1.30	1.00～140	≤0.035	≤0.035	≤0.025

表6.5-26 矿柱用U、||钢的力学性能

型号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	HB	注
U型30MnK	≥540	≥315	≥20	≥45	≤197	正火状态
||型34SiMnK	≥610	≥440	≥12			热轧状态

3）矿用液压支架用钢YZ350K 为适应煤炭工业广泛采用液压支护的需要，我国还研制生产了屈服强度为350 MPa级的矿山液压支架用可焊接高强度耐磨钢板YZ350K。除强度、韧性和耐磨性要求外，还需要钢材具有较高的疲劳寿命。目前可大规模生产厚4～50 mm的热轧中厚板，替代进口的SM50A、B，St52-3等钢板，制造各种型号的小型液压支架，已在全国各大煤矿井下使用，社会效益和经济效益十分显著。YZ350K钢的化学成分、力学性能等见表6.5-27和表6.5-28。

表6.5-27 液压支架用钢YZ350K的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S
0.12～0.18	0.20～0.60	1.20～1.70	≤0.035	≤0.035

表6.5-28 液压支架用钢YZ350K的力学性能

板厚/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	冷弯180°
≤16	≥350	510～660	≥22	$d=2a$
17～25	≥340	490～640	≥21	$d=3a$
26～36	≥330	470～620	≥31	
38～50	≥310	470～620	≥21	

4.3.2 矿山输运设备用低合金耐磨钢

矿山输运设备包括轻轨、矿车、刮板运输机、皮带运输机、拖曳设备、装载设备等，工作过程中承受较大的应力，同时存在严重的磨损，很多零件还要承受一定程度的腐蚀，因而大量采用低合金耐磨钢制造。我国矿山输运设备用低合金耐磨钢主要包括GB 4697规定的16MnK、20MnK、25MnK、20MnVK、25MnVK等钢号，其化学成分见表6.5-3；而轻轨用低合金耐磨钢主要有45SiMnP、50SiMnP、36CuCrP等，其化学成分见表6.5-29。

表6.5-29 低合金轻轨钢化学成分（质量分数）（摘自GB 11264） %

钢号	型号 /kg·m^{-1}	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr
45SiMnP	≤12	0.35～0.55	0.50～0.80	0.60～1.00	≤0.12	≤0.050	≤0.04	
50SiMnP	≤30	0.45～0.58	0.50～0.80	0.60～1.00	≤0.12	≤0.050	≤0.04	
36CuCrP	15～30	0.31～0.42	0.50～0.80	0.60～1.00	0.02～0.06	≤0.040	0.10～0.30	0.80～1.20

随着矿山输运新方法新技术的采用和对矿山作业安全性要求的大幅度提高，对输运设备用低合金耐磨钢的性能要求也越来越高，新型低合金耐磨钢的研制和生产受到普遍重视。

1）矿用耐磨钢NM150K、NM360 参照日本WeltenAR系列耐磨钢开发研制了HB≥150的矿用耐磨钢NM150K和HB≥360的高耐磨性矿用耐磨钢NM360，生产厚4～50 mm的热轧中厚板，可用于制造矿山输运设备的关键零部件，例如刮板运输机输运部件、自卸车车兜衬板和挖掘机铲斗等。NM150K为铁素体珠光体钢，以热轧态或正火态交货使用，



其化学成分和力学性能见表6.5-30和表6.5-31；而NM360为马氏体钢，需经淬火低温回火处理，其化学成分和力学性能见表6.5-32和表6.5-33，使用效果已完全达到WeltenAR360的水平。

表6.5-30 矿用耐磨钢NM150K的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S
0.12~0.24	0.2~0.6	1.2~1.8	≤0.045	≤0.045

表6.5-31 矿用耐磨钢NM150K的力学性能

供货状态	板厚/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	硬度 HB
热轧或正火	≤16	≥345	≥510	≥150
热轧或正火	17~25	≥325	≥490	≥150
热轧或正火	26~36	≥365	≥470	≥150
热轧或正火	38~50	≥295	≥470	≥150

表6.5-32 矿用耐磨钢NM360的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	V	B	Cu	RE/S
≤0.26	0.20~0.40	≤1.60	≤0.030	≤0.025	0.80~1.20	0.30~0.60	0.15~0.50	≤0.10	≤0.005	≤0.5	2~3

表6.5-33 矿用耐磨钢NM360的力学性能

项目	供货状态	板厚/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	HB
技术条件	淬火+回火	12~50	—	—	≥360
实际水平	淬火+回火	16	1 020~1 120	1 105~1 150	360~375
	淬火+回火	20	1 050~1 080	1 105~1 120	360~395
	淬火+回火	50	880~1 050	950~1 080	360~415

2）耐磨蚀轻轨钢36CuCrP、55PV　轻轨主要用于矿山、林业运输铁道线路等。目前我国轻轨钢材质主要有两种，非合金钢轻轨50Q、55Q；低合金钢轻轨45SiMnP、55SiMnP等。国外轻轨钢都含有Ni、Cr、Cu等合金元素，耐磨、耐蚀性能良好，使用寿命较长。而国产轻轨由于生产成本限制，原来多采用非合金钢，其耐磨、耐蚀性能相当差，使用寿命较短。随着我国矿山由原始粗放生产迅速向机械化现代化生产发展，因而对高强度高耐磨耐蚀轻轨钢的需求日益增长。为此，我国一方面改进了轻轨轨型使之合理受力并提高其稳定性，同时通过采用符合我国资源的合金化技术明显提高轻轨钢的强度和耐磨耐蚀性能（加入硅、锰提高强度和耐磨性，加入磷明显改进耐候抗蚀性），由此取消了低强度级别（例如5 kg/m、8 kg/m）而增加了高强度级别（如30 kg/m）的轻轨钢。近年来又研制开发了加入铜、铬、钒等元素的更高强度级别的低合金轻轨钢36CuPCr和55PV，钢的强度和耐磨耐蚀性能进一步提高，使用效果达到进口轨的先进水平。其化学成分及力学性能见表6.5-34和表6.5-35。

表6.5-34 轻轨钢36CuCrP和55PV的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	V
36CuPCr	0.31~0.42	0.50~0.80	0.60~1.00	0.02~0.06	≤0.040	0.10~0.30	0.80~1.20	—
55PV	0.50~0.60	0.30~0.60	0.45~0.75	0.02~0.06	≤0.040	—	—	0.05~0.13

表6.5-35 轻轨钢36CuCrP和55PV的力学性能与进口轨比较

钢号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	φ/%	落锤试验	在不同温度（℃）的冲击吸收功 A_{KU}/J				
						20℃	0℃	-20℃	-40℃	-60℃
36CuPCr	564	865	19.6	54.3	合格	30.6	25.1	24.0	16.5	7.8
55PV	568	880	16.3	38.0	合格	17.2	15.7	13.6	10.4	7.6
日本轨	569	823	14.5	35.0	合格	18.4	17.6	16.5	12.5	6.7
碳素轻轨	431	813	16.0	34.0	合格	15.7	14.5	14.5	12.5	10.2

上述钢种的使用态金相组织为珠光体加少量铁素体，与日本进口低合金钢轻轨相同。其耐腐蚀性能在矿井下现场对比测试（轻轨的腐蚀主要为电化学腐蚀）比非合金钢轻轨提高43%~65%，比日本轻轨提高31%~51%；而耐大气腐蚀性能采用恒温恒湿试验进行测试，36CuCrP比非合金钢轻轨耐蚀性提高44%，比日本轻轨提高56%；耐酸性腐蚀试验结果则为，36CuCrP钢比非合金钢轻轨提高14%~16%，与日本轻轨实物水平相当。

3）高强度圆环链用钢25MnVK、35SiMnVK　圆环链钢主要用于煤矿大型刮板运输机传送链、挖煤机牵引链，也可用于起重机电葫芦圆环链等。矿用高强度圆环链一般分为B、C、D三级，各国都制定有自己相应的标准，钢号已系列化。我国大多采用优质非合金钢、碳锰钢生产B级链，但由于强度较低已逐渐淘汰。目前仅在对强度要求不太高时允许用20MnVK、20Mn2钢生产B级链；而大量的新型矿山设备均需要采用C级甚至D级圆环链。为此，我国在国外23MnCrNiMo圆环链用钢的基础上，结合我国实际情况，开发研制了C级圆环链用钢25MnVK、23SiMnV和D级圆环链用钢25MnSiMoV等，主要技术性能和使用性能已达到国际先进水平，满足了矿山强化开采的技术要求。我国C级圆环链用钢的化学成分和力学性能见表6.5-36和表6.5-37，与一般矿用低合金钢相比，圆环链用25MnVK的碳含量和硅含量控制范围均略低且硫、磷含量控制更严以提高其韧性。圆环链用钢钢厂以圆棒材供货，组织为铁素体加珠光体，制作成形后进行热处理，推荐热处理制度为（880±20）℃水淬，（320±30）℃回火，空冷或水冷，热处理后组织为板条状回火马氏体。

表6.5-36 我国C级圆环链用低合金耐磨钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	V
25MnVK	0.21~0.28	0.17~0.37	1.30~1.60	≤0.04	≤0.04	0.10~0.20
23SiMnV	0.19~0.26	0.6~0.8	1.20~1.60	≤0.035	≤0.035	0.10~0.20

表6.5-37 我国C级圆环链钢25MnVK的力学性能

钢号	热轧状态	热处理状态		
25MnVK ϕ10~18 mm	冷弯180°，$d=a$	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%
	良好	≥930	≥1 130	≥9

而D级圆环链用钢25MnSiMoV的化学成分和力学性能见表6.5-38和表6.5-39。

表6.5-38 圆环链钢25MnSiMoV的化学成分（质量分数） %

C	Mn	Si	P	S	Mo	V
0.21~0.28	1.20~1.60	0.90~1.20	≤0.035	≤0.035	0.15~0.25	0.10~0.20



表 6.5-39　圆环链钢 25MnSiMoV 的力学性能

冷拔退火状态		调质状态		
硬度 HB	冷弯 180°，$d=a$	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%
≤229	良好	≥1 080	≥1 275	≥9

D级圆环链钢具有良好的机械加工性能和冷弯成形性。与C级圆环链钢相比，其耐磨性提高40%～50%，负载能力提高20%，从而提高了矿山机械工作的可靠性、稳定性和单机生产能力。与进口的23MnNiCrMo圆环链钢相比，耐磨性显著提高。

4）耐磨筛网用低碳 Si-Nb 双相钢　双相钢具有屈服强度低、加工硬化指数高、抗疲劳性能好等一系列优点，在低合金耐磨钢方面的应用越来越受到重视。使用低碳 Si-Nb 双相钢制造耐磨筛网也取得很好的效果，其化学成分和力学性能见表 6.5-40 和表 6.5-41。

表 6.5-40　耐磨筛网用 Si-Nb 双相钢的化学成分（质量分数）　%

C	Mn	Si	P	S	Nb
0.72～0.80	≤0.50	1.30～2.00	≤0.030	≤0.030	0.02～0.06

表 6.5-41　耐磨筛网用 Si-Nb 双相钢的力学性能（热处理后）

热处理工艺	σ_s/MPa	σ_b/MPa	σ_s/σ_b	δ_5/%	ψ/%	n	V_M/%
830℃×5 min	505	775	0.65	25	64	0.17	11.9
830℃×6 min	450	720	0.63	25	65	0.20	11.3
930℃×5 min	550	780	0.71	25	70	0.16	12.3
930℃～6 min	490	740	0.66	27	70	0.19	11.7

注：V_M 为组织中承载组元马氏体的体积分数。

该钢经两相区淬火，得到铁素体-马氏体（含少量的贝氏体）的双相组织，具有非常高的冷加工变形性能，在不经任何热处理的情况下，可以将 ϕ8 mm 盘元冷拔成 ϕ1.8 mm 以下的丝材，总面缩率可达到95%以上，加工制造的耐磨筛网具有良好的耐磨性能。

4.3.3　矿山设备用低合金耐磨铸钢

大量的矿山耐磨设备零件形状十分复杂，难于直接采用轧制型材制作，而必须用轧制型材改锻成形或更广泛的是采用铸造方法生产，例如磨矿设备球磨机中的衬板、磨球，矿石破碎设备中的颚板、反击板、反击锤，采掘设备中的挖掘斗齿等。这类零件对耐磨性的要求非常高而钢材耗用量相当大，因而成为耐磨材料中最具有代表性的材料。

高锰钢和高铬铸铁一直是这方面的典型用材，它们由于具有优良的耐磨性能而一直受到普遍的重视和广泛的应用，各种改进型的高锰钢和高铬（中铬甚至低铬）铸铁不断被研制开发出来从而不断地扩大其应用范围。然而，在承受中等冲击载荷又要求材料具有相当高的耐磨性时，高锰钢中的奥氏体不足于发生形变诱导马氏体相变、而高铬铸铁又还容易发生脆性断裂的情况下，低合金耐磨铸钢将具有十分重要的应用前景因而受到广泛的重视。

显然，由于低合金耐磨铸钢的性能要求方面的这些特点，决定了其使用态组织应该为具有一定韧性同时又具有高硬度和耐磨性的中碳马氏体（或贝氏体）组织，且其中分布有一定体积分数的碳化物颗粒。

根据我国的资源特点，我国低合金铸钢主要为硅锰系列的，以40SiMn为代表，对大断面尺寸的零件再加入适量的铬（或硼）以提高淬透性，对耐磨性特别是耐磨料磨损性能要求较高的零件则再加入适量的钼或钒以形成具有较高硬度的特殊碳化物并抑制回火脆性，而对韧性要求较高的零件则加入微量钛或铌控制高温晶粒粗化、加入适量稀土以控制夹杂物量及形状，由此形成了我国低合金耐磨铸钢的以硅锰为主多元少量复合合金化的特点。表 6.5-42 和 6.5-43 分别给出我国低合金耐磨铸钢常用钢号的化学成分和性能用途。

表 6.5-42　我国常用低合金耐磨钢的化学成分（质量分数）　%

钢　种	C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	其　他
ZG42Cr2MnSi2MoCe	0.38～0.48	1.50～2.00	0.80～1.10	1.80～2.20	0.20～0.40	≤0.035	≤0.035	Ce0.05～0.15
ZG40CrMn2SiMo	0.35～0.45	0.90～1.50	1.50～1.80	0.90～1.40	0.20～0.30	≤0.040	≤0.040	—
ZG40CrMnSiMoRE	0.35～0.45	0.80～1.20	0.80～1.50	0.80～1.50	0.30～0.50	≤0.040	≤0.040	RE0.04～0.08
ZG40CrMnSiMoV	0.35～0.45	1.40～1.70	0.80～1.20	1.10～1.40	0.20～0.50	≤0.035	≤0.035	V0.10～0.20
ZG70CrMnMoBRE	0.65～0.75	0.25～0.45	1.00～1.50	1.00～1.50	0.30～0.40	≤0.030	≤0.030	B0.000 8～0.002 5 RE0.06～0.20
ZG31Mn2SiRE	0.26～0.36	0.70～0.80	1.30～1.70	—	—	≤0.040	≤0.040	RE0.15～0.25
ZG75MnCr2NiMo	0.70～0.80	0.40～0.50	0.80～1.00	2.00～2.50	0.30～0.40	≤0.12	≤0.12	Ni0.6～0.8
ZG35Cr2MnSiMoRE	0.30～0.38	1.10～1.40	0.80～1.10	1.80～2.20	0.30～0.40	≤0.030	≤0.030	RE0.05～0.20
ZG28Mn2MoVB	0.25～0.31	0.30～0.80	1.40～1.80	—	0.10～0.40	≤0.035	≤0.040	B0.001～0.005 V0.06～0.12
ZG20CrMn2MoBRE	0.17～0.23	0.20～0.50	1.40～1.80	0.90～1.20	0.20～0.40	≤0.030	≤0.035	B0.000 5～0.003 5 RE0.05～0.20
50Mn2B	0.45～0.60	0.30～0.80	2.20～2.80	—	—	≤0.035	≤0.040	B0.000 5～0.003 5
45Mn2	0.42～0.48	0.20～0.40	1.40～1.80	—	—	≤0.035	≤0.040	—
GCr15	0.95～1.05	0.15～0.35	0.25～0.45	1.40～1.65	—	≤0.025	≤0.025	—
50Cr	0.47～0.53	0.15～0.50	0.40～0.90	0.70～0.90	—	≤0.035	≤0.040	—
40Cr	0.37～0.43	0.15～0.50	0.40～0.90	0.70～0.90	—	≤0.035	≤0.040	—
40CrNiMo	0.37～0.44	0.20～0.40	0.50～0.80	0.60～0.90	0.15～0.25	≤0.035	≤0.040	Ni1.20～1.70



表 6.5-43　我国常用低合金耐磨钢的性能与用途

钢　种	热处理	抗拉强度/MPa	伸长率/%	冲击吸收功/J	硬度 HRC	金相组织	应 用 情 况
ZG42Cr2MnSi2MoCe	油淬低温回火	1 400 ~ 1 800		30 ~ 50	51 ~ 57	M + 残 A（~5%）	球磨机衬板
ZG40CrMn2SiMo	油淬低温回火	1 300 ~ 1 700		30 ~ 70	50 ~ 55	M + B（10% ~ 15%）	球磨机衬板
ZG40CrMnSiMoRE	油淬低温回火	1 300 ~ 1 700		50 ~ 80	50 ~ 53	M + B	磨煤机衬板，耐磨性比高锰钢提高 1.6 倍
ZG40CrMnSiMoV	油淬低温回火	1 300 ~ 1 800		50 ~ 80	50 ~ 56	M + B	磨煤机衬板，耐磨性比高锰钢提高 2 倍
ZG70CrMnMoBRE	水淬空冷	1 725	2.4	22.5	53	M + B	球磨机衬板，耐磨性比高锰钢提高 40%
ZG31Mn2SiRE	水淬低温回火	1 100 ~ 1 400	5 ~ 10	≥10.6	43 ~ 52	M + B	水泥磨衬板，耐磨性比高锰钢提高 1 ~ 1.6 倍
ZG75MnCr2NiMo	退火后调质	800 ~ 1 000		8.8	HB345	P + K	EM - TO 中速磨煤机空心大钢球
ZG35Cr2MnSiMoRE	水淬低温回火	1 370	2	> 19.6	50	M	矿山球磨机衬板铲车斗齿、犁尖
ZG28Mn2MoVB	水淬低温回火				35 ~ 45	M	ϕ5.5 m × 1.8 m 铁矿球磨机衬板，比高锰钢提高 30% ~ 50%
ZG20CrMn2MoBRE	水淬低温回火				30 ~ 40	M	锤式破碎机锤头使用寿命与高锰钢相同
50Mn2B	锻热等温处理自回火			> 19.6	≥52	B	ϕ60 mm 以下水泥磨球，比碳素钢球耐磨性提高 2 倍
45Mn2	形变热处理				50 ~ 52	M	ϕ60 ~ 100 mm 水泥磨球，消耗量为 1 t 水泥 150 g
GCr15	油淬回火				52 ~ 55	M	ϕ60 ~ 100 mm 水泥磨球，消耗量为 1 t 水泥 85 g
50Cr	锻热淬火				≥55	M	ϕ60 ~ 110 mm 磨球
40Cr	锻热淬火				45 ~ 52	M	ϕ50 ~ 80 mm 磨球

注：表中 M 表示马氏体；B 表示贝氏体；A 表示奥氏体；P 表示珠光体；K 表示渗碳体。

表中大部分低合金铸钢为中碳低合金钢，使用态组织为回火马氏体或贝氏体。中碳含量保证了其马氏体组织主要为板条状马氏体，具有足够的韧性；而马氏体或贝氏体组织具有的高强度和高硬度对提高材料的耐磨性是十分重要的。

表中也给出了部分采用轧材改锻成形的钢种。由于低合金钢的淬硬性和淬透性明显优于普通碳钢，用来制造磨球可以获得较好的抗磨效果。在湿法磨矿的厂矿中使用经济效益十分显著。例如 45Mn2、GCr15 在水泥厂和有色金属选矿厂中使用的记录表明，其使用寿命比非合金钢磨球延长30% ~ 70%。此外，低合金贝氏体钢磨球的开发与应用也具有重要的发展前景，我国开发的 Mn - B 系（50Mn2B 为代表）和 Mn - Si 系空冷贝氏体钢磨球的抗磨料磨损能力和抗破碎能力十分良好，特别是在选矿厂湿磨矿石的工作条件下，其优越性更为明显，轧制贝氏体钢球的单耗接近高铬铸铁，而铸造贝氏体钢也表现出良好的耐用性。

表中还给出一铸造珠光体钢 ZG75MnCr2NiMo，其使用态组织为珠光体加合金渗碳体，采用较高的碳含量可形成较大体积分数的耐磨硬质颗粒，而硬度较为适中的基体组织保证了较高的韧性。

5　低合金耐磨钢钢号的选择原则及注意事项

耐磨性不仅是钢铁材料本身固有的特性，而且是一个系统工程问题，材料性能只是影响耐磨性的一个重要方面。此外，耐磨性还与工件应力状态、表面形貌、润滑条件、温度、湿度、环境与介质的化学作用等一系列因素有关。摩擦、磨损学涉及到相互接触物体的力学行为、流体动力润滑理论、金属强化、塑变及断裂、特殊条件下的相变、疲劳理论、表面物理及物理化学以及腐蚀等基础理论问题，是一个复杂的多学科问题。材料的摩擦与磨损至今仍然是一个年轻的、不很成熟的学科，还提不出系统完整的理论或定律对生产实践进行十分有效的理论指导，人们还得从大量的实验数据中去寻找提高材料耐磨性的途径和规律。国际国内虽然耐磨钢铁材料的牌号相当多，但仍然允许生产单位在接受指定牌号的订货时，可以调整成分与工艺，以适应工况条件的变化。由于摩擦磨损情况的复杂性，往往在同一行业中，在某个单位使用效果较好的耐磨钢，换一个单位使用时，效果却可能不够理想。因此，在评价某种耐磨钢质量的优与劣时，不应绝对化，只有严格的做到工况与操作条件同一时，磨损数据方有可比性。从这种意义上说，钢铁材料的磨损数据（或耐磨性）并不像其他常规力学性能数据那样具有通用性。耐磨钢的质量概念应包括两个含意，即在同样工况条件的前提下，一是指化学成分相同的材料耐磨性能的优劣，这主要体现工件生产工艺水平上的差别；另一个含意是指不同品种钢铁材料耐磨性能的高低，这包含了材料与工艺两方面对工

况条件的适应性内容。

因此，低合金耐磨钢的选用必须考虑多方面的影响因素，正确的最适宜的材料的选择往往需要经过实际使用试验才能最终确定，但目前已总结出的一些重要原则是必须遵循的。

5.1　摩擦材料之间的匹配与工况条件的适应性

摩擦、磨损是发生在材料（界面）之间的一种行为。互相接触的两种（或更多种）材料的性质之间的匹配对磨损结果影响很大。例如，在某些类型的磨损中，状态相同的同种金属在配对摩擦时，将产生严重的磨损（例如，同钢种同状态的钢互相滑动摩擦时，易于发生黏着甚至咬合，而这种金属与别的金属（或材料）匹配时，则可能表现出很高的耐磨性能。总之，同种或不同种钢铁材料（或其他材料）之间可能表现出截然不同的磨损性能，这可以归因于金属之间的互溶性问题。互溶性较好的金属摩擦副将加速磨损，这一点已为大量的试验所证实。

在磨矿介质中，除了与物料等因素的适应性问题外，同样应注意钢铁材料间的匹配问题。例如，高锰钢或高铬铸铁在许多工况条件下都具有很高的耐磨性，但是用高锰钢作为衬板，高铬铸铁作为磨球组成匹配的磨矿介质，效果就可能很差。根据试验，当球磨机衬板的硬度（指加工硬化后的硬度）比钢球低 2 ~ 4HRC 时，可取得较好的耐磨性效果。

5.2　低合金耐磨钢的系列化、标准化

近十余年来，我国耐磨钢的研制与应用工作发展很快，人们对这一材料科学领域的认识逐步深化，视野日益开阔。例如，已不再把高锰钢作为万能的耐磨钢来使用，而是通过研制和仿制发展了大量的低合金耐磨钢，这些钢种在许多工况条件下取代高锰钢得到了良好的效果，然而这些钢种中的大多数目前仍然停留在研制或实验室阶段，尚未形成大批量生产能力，这种局面亟待改变。事实上，大力发展低合金耐磨钢应当成为开拓耐磨钢品种、提高耐磨钢质量的主要方向。就国外的情况而论，美国及加拿大矿物总产量超过我国，这两个国家每年使用的高锰钢总量仅约为 10 万吨，而我国高锰钢用量则超过这个数量的几倍，这其中虽然包含有我国高锰钢质量不如美、加等国的因素，但主要原因是用钢不当，在本应使用低合金耐磨钢或其他耐磨材料时，不合理地滥用了高锰钢，致使工件寿命低下并造成资源浪费。下面列举一些事例说明采用低合金耐磨钢所取得的效果。

1）用化学成分（质量分数）（%）为 0.30C，0.69Cr，0.27Mo，1.76Ni，0.03RE 的 30CrNiMoRE 铸钢制作的锤式破碎机锤头粉碎水泥熟料时，其寿命比高锰钢高 3.3 倍。

2）用化学成分（质量分数）（%）为 0.38 ~ 0.45C，1.5 ~ 1.8Mn，0.9 ~ 1.5Si，0.9 ~ 1.4Cr，0.2 ~ 0.3Mo 的 ZG42CrMn2Si 铸钢制作的 ϕ2.7 m × 2.1 m 球磨机衬板用于磨铜矿时（矿石硬度 f = 8 ~ 14），其使用寿命比高锰钢提高 50%以上，而在研磨 f = 14 以上的铁矿时，寿命与高锰钢相当。

3）用化学成分（质量分数）（%）为 0.25 ~ 0.31C，1.4 ~ 1.8Mn，0.1 ~ 0.4Mo，0.06 ~ 0.12V，0.001 ~ 0.005B，0.2 ~ 0.4Cu 的 ZG28Mn2MoVCu 铸钢作为 ϕ5.5 m × 1.8 m 自磨机的进料端衬板和格子板，破碎 f = 12 ~ 14 的铁矿石，寿命比高锰钢高 30% ~ 50%。

目前影响低合金耐磨钢大量推广使用的一个主要因素是这类钢的系列化、标准化问题，其中特别是在用量很大的磨矿介质耐磨材料方面，如果没有系统、完整的数据和资料，并将这类钢列入标准、形成系列，是很难达到大批量推广使用的目的。

5.3　重视冶金质量对低中合金耐磨钢质量的影响

这里所说的冶金因素主要指的是钢铁材料的冶炼、浇铸、热加工工艺等，它们对材料的显微组织以及力学性能具有十分重要的影响。以下几个方面最近期特别需要重视的问题。

5.3.1　炉外精炼或真空处理钢液有利于提高钢的耐磨性能

采用炉外精炼或真空处理钢液来生产低合金钢耐磨件，其非金属夹杂物和气体含量都较低，对提高其耐磨性和使用寿命十分有利。通过对真空熔炼和普通熔炼的中碳铬锰钼和铬镍钼钢的磨料磨损耐磨性比较，经过真空熔炼可使耐磨性提高 20%以上。

5.3.2　热处理规范与显微组织的影响

对铬钼钢衬板的热处理规范和显微组织对其使用寿命的影响进行了研究，在直径为 2.7 m 的高速球磨机中磨钼矿粉时进行对比试验，表 6.5-44 列出了试验钢的化学成分、热处理规范和硬度。从试验结果中可以看出，硬度为 555 ~ 601HB 的马氏体铬钼钢衬板的使用寿命最高，而硬度较低的奥氏体高锰钢衬板的使用寿命最低，珠光体铬钼钢衬板的硬度虽然低于 480℃回火的马氏体铬钼钢衬板，但寿命却高于后者，这充分说明在同样硬度下珠光体组织比回火索氏体组织更耐磨。

表 6.5-44　试验钢的化学成分、热处理规范和硬度

材料	化学成分（质量分数）/%					热处理工艺	热处理硬度 HB
	C	Mn	Si	Cr	Mo		
珠光体铬钼钢	0.8	0.8	0.5	2.5	0.5	正火 + 回火	352 ~ 401
马氏体铬钼钢	0.7	0.7	0.6	1.5	0.4	淬火 + 480℃回火	477 ~ 514
马氏体铬钼钢	0.7	0.7	0.6	1.5	0.4	淬火 + 260℃回火	555 ~ 601
奥氏体高锰钢	1.2	12	0.6			水韧处理	192 ~ 212

高碳低合金铬钼钢球（质量分数为 1.15% C，1% Cr，0.25% Mo）在硬度相近而显微组织不同时，耐磨性也有显著差异。这种钢奥氏体化油淬后在不同温度下进行回火、正火及马氏体点附近等温处理，分别得到回火马氏体、珠光体和贝氏体组织，用来作球磨机中的研磨硅石，根据试验结果，在硬度相近时，珠光体和贝氏体钢球的磨损率低于回火马氏体钢球。

淬火后的回火温度对耐磨性也有影响。例如，中碳低合金铬钼钢钢球（直径 ϕ40 mm）在球磨机中进行干磨和湿磨石英砂的试验表明，180℃回火的钢球有较好的耐磨性，明显优于 150℃回火的钢球，而钢球在 250℃回火后则磨损加快。高碳低合金铬钼钢钢球淬火后在 180 ~ 250℃回火，然后在球磨机中进行干磨石英砂的试验，结果与中碳低合金铬钼钢相似，180℃回火的钢球有较好的耐磨性。180℃回火过程正是共格型 ε-碳化物的形成阶段，有人认为，这种碳化物比渗碳体更有利于改善耐磨性。

奥氏体化温度对钢的耐磨性有影响。含质量分数为 0.8%C，1.0%Cr，0.4%Mo 的高碳铬钼钢钢球分别在 880℃和 820℃奥氏体化后油淬（硬度相应为 920HV 和 870HV），在同样条件下进行磨损试验，880℃油淬的钢球有较高的耐磨性。据认为这是由于提高淬火温度后，马氏体固溶碳含量增高和残余奥氏体量增多对耐磨性的有利作用所致。

显微组织对 AISI4340 钢的耐磨性有很大影响。在小型颚式破碎机上进行高应力磨料磨损试验，颚板尺寸为 22 mm × 137 mm × 191 mm，以 4340 钢作为定板，低碳钢（w(C) =



0.19%）作为动板，在相同条件下破碎颗粒尺寸为 40～50 mm 的冰渍石。从试验结果分析，板条马氏体的磨损比最低、耐磨性最佳，正火状态下，珠光体组织的硬度和冲击韧性虽低于淬火和 650℃回火者，但磨损比较低，说明珠光体具有较好的耐磨性。

总之，钢材的显微组织对耐磨性的影响是十分显著的，在同样的使用硬度条件下，珠光体组织具有最好的耐磨性，贝氏体组织次之，而马氏体组织较差（板条马氏体比针状马氏体要好）。ε-碳化物比渗碳体对耐磨性的影响明显要好。因此，积极开发珠光体和贝氏体耐磨钢，正确选用合适的热处理工艺以获得适宜的显微组织，对于提高低合金耐磨钢的耐磨性能是十分重要的。

5.4　双金属复合材料及铸渗工艺的发展

双金属复合材料及铸渗工艺是近年来发展起来的一种新工艺，是一种节约贵重元素，节约能源、充分发挥不同材料特性，值得大力提倡的新型材料和工艺措施。对此研制得较多的是各类板锤、锤头、打击板以及球磨机衬板等。目前常采用的是高铬白口铁与非合金钢、低合金钢或高锰钢的复合。这种匹配充分发挥了高铬铸铁的高耐磨性与非合金钢、低合金钢或高锰钢韧性较好的材料特长。下面举几个经过工业生产考核双金属复合材料及铸渗工艺的实例。

1）用 15Cr3Mo（或 15Cr3Mo1Cu，15Cr3Mo1CuTiVBRE）高铬钼铸铁加 ZG25 非合金铸钢制作电厂风扇磨煤机冲击板，其使用寿命为 ZG50Mn2 和 ZGMn13 材料冲击板使用寿命的 3～4 倍。

2）用 15Cr1Mo1Cu 高铬钼铸铁加 ZG35GH2 复合的锤式破碎机锤头与锤柄在破碎石灰石与白云石时，其使用寿命比高锰钢提高 5.7 倍。

3）用高铬白口铁与 ZG45 铸钢等双金属经复合铸造工艺生产的大型球磨机（ϕ5 m×15.6 m）衬板，各种规格的颚式破碎机颚板、各种规格的锤式破碎机锤头、反击式破碎机板锤、挖掘机斗齿等 72 个品种，2 000 多吨工件，经全国 90 多家用户现场使用结果表明，比用高锰钢件寿命提高 3～6 倍。

4）采用 15Cr2Mo1Cu（或 15Cr2Mo1Ni）与 ZG25（或 35）铸钢复合铸造端衬板，经 ϕ3.2 m×3.1 m 硬矿湿式格子板型球磨机装机试验，其使用寿命比高锰钢端衬板提高 1 倍。

编写：雍岐龙（钢铁研究总院）
张　晨（钢铁研究总院）



第 6 章　低合金钢筋

1　概述

钢筋主要用做钢筋混凝土及预应力混凝土结构的配筋，以提高结构的强度和抗变形能力，满足结构承载的能力和正常使用的要求。钢筋作为工程结构的主要材料之一，被广泛用于工业与民用建筑、铁道、桥梁、水路、水电、港口等行业。钢筋混凝土已成为当今世界上用量最大的建筑材料。目前，全世界每年消耗约 15 亿吨水泥和 1 亿吨钢筋，人均消耗水泥约 250 kg、钢筋约 15 kg。对需要在交通、能源及住宅等基础设施建设方面进行大量投资的发展中国家，这一消耗水平会更高一些。在我国的钢材消费中，钢筋产量占有很大比重，约占钢材总产量的 25%。近年来，随着我国国民经济建设的快速发展，钢筋的消耗成倍地增长。1995 年我国热轧螺纹钢筋产量约 1 500 万吨；到 2003 年钢筋的生产接近了 6 000 万吨，是 1995 年产量的 4 倍左右。由此可见，钢筋品种在我国国民经济建设中所起的重要作用。

高强度化是钢筋的重要发展趋势之一。就目前现状而言，世界各国设计规范要求的钢筋屈服强度约在 350 ~ 460 MPa 范围。随着建筑技术的进步，500 ~ 550 MPa 级钢筋将取代 350 ~ 460 MPa 的钢筋。钢筋技术以欧洲为代表，在欧洲的许多国家，已经广泛采用屈服强度为 500 MPa 以上的钢筋。例如德国，主要使用 500 MPa 级的钢筋；奥地利，最常用的钢筋为 550 MPa 级。

另一个趋势是追求钢筋的延性。未来钢筋的延性要求普遍将在如下范围：强屈比 σ_b/σ_s = 1.10 ~ 1.15；最大力下的总伸长率 δ_{gt} > 6.0%。对抗震设计要求的钢筋，强屈比 σ_b/σ_s 必须大于 1.15；最大力下的总伸长率 δ_{gt} 高于 8.0%或 9.0%。

微合金化工艺是发展高质量钢筋的必然趋势。采用微合金化工艺生产的钢筋，通过晶粒细化和析出强化提高钢的强度，因此，它在保持高强度的同时获得了高延性、弯曲性及抗疲劳性能，从而保证了钢筋的高质量。除钢筋本身的高质量因素外，微合金化工艺的适应性也优于其他工艺。钢筋正常的规格范围在 6 ~ 40 mm，但有时也达到 60 mm。对于直径大于 40 mm 的大规格钢筋，采用热处理工艺生产是不适合的，而微合金化工艺完全适合这种大规格钢筋的生产。另外，对小规格钢筋，采用微合金化工艺也是必然的趋势，它可省去因冷加工过程所带来的费用，大大降低钢筋盘卷成本。对钢筋焊网，微合金化工艺生产的钢筋同样可以发挥其性能和成本方面的优势。

我国正处在经济建设高速发展的时期，建筑用钢超过钢材总量的 50%，其中建筑用钢筋的消耗约占我国钢材总量的 25%，当前我国钢筋的总产量已接近每年 6 000 万吨。由此可见，钢筋品种在我国国民经济建设中的重要地位。

长期以来，335 MPa 的Ⅱ级钢筋一直占统治地位。钢筋产品的升级换代具有十分重要的意义。用 400 MPa 的Ⅲ级钢筋替代 335 MPa 的Ⅱ级钢筋，可以节约钢筋用量约 14%。若全国Ⅲ级钢筋用量能够增加到 50%，每年可节约钢筋用量超过 400 万吨，具有显著的社会和经济效益。

微合金化Ⅲ级钢筋的扩大应用，还将推动我国微合金化钢的生产。目前，我国 V、Ti、Nb 微合金钢约占全国钢产量的 3%，若 50%的热轧钢筋采用微合金化的Ⅲ级钢筋，将促使我国 V、Ti、Nb 微合金钢的比例大幅度提高，达到世界平均水平（10% ~ 15%），对促进冶金产品结构的调整具有重要意义。

2　低合金钢筋的分类和性能要求

2.1　钢筋的分类

钢筋是用钢坯经压力加工而成的长条形钢材。直径在 10 mm 以上的一般为直条；直径在 6.5 ~ 9 mm 的钢筋一般以盘条状态供应。将盘条拔制减径到直径为 2.5 ~ 5 mm（有时也可达到 7 ~ 9 mm），称为钢丝。将数根钢丝围绕一根芯轴钢丝绞合在一起，即为钢绞线。

钢筋按使用要求分钢筋混凝土结构用钢筋和预应力混凝土结构用钢筋（两者统称混凝土结构用钢筋）。两种结构的受力特点和使用要求不同，所配置钢筋的性能要求也不同。一般说来，强度较低的钢筋用于钢筋混凝土结构的配筋；预应力结构用的钢筋要求有较高的强度。有些钢筋强度虽不太高，但经冷拔、冷轧等冷加工提高强度后，也可用作预应力钢筋。

钢筋按强度级别分作Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ级，其强度随级别提高相应地提高，按照我国最新钢筋国家标准规定（GB13013—1991 和 GB1499—1998），它们分别对应的屈服强度和抗拉强度依次为 235/370（R235），335/510（HRB335），400/570（HRB400），500/630（HRB500）（单位为 MPa）。其中除Ⅰ级钢筋为碳素钢外，其余均为低合金钢。此外，尚有高于Ⅳ级钢筋强度的热处理钢筋、精轧螺纹钢筋等预应力钢筋。它们也是低合金钢筋。

钢筋按化学成分不同，分为碳素钢钢筋和低合金钢筋（微合金化钢筋）。我国目前碳素钢钢筋为低碳钢钢筋，牌号为 Q235，其强度较低，但塑、韧性及焊接性能较好。低合金钢筋是在低碳或中碳钢基础上添加适量硅、锰元素或再加入微量元素钒或钛、铌等，具有较高的强度及较好的塑、韧性和焊接性。

钢筋按加工工艺不同可分为热轧钢筋、冷加工（冷拉、冷轧、冷扭等）钢筋、热处理（调质热处理、轧后余热处理等）钢筋。同一牌号和成分的钢筋，由于加工工艺不同，其性能也不一样。根据使用性能要求，可以选择不同的加工工艺。

钢筋按其表面形状又分类光圆钢筋和带肋钢筋，由于使用中钢筋与混凝土共同工作的需要，除低强的Ⅰ级钢筋为光圆外形外，其他钢筋均为带肋钢筋。

2.2　钢筋的基本性能要求

钢筋混凝土结构根据其受力特点和不同使用功能，对钢筋提出了不同的要求。其中有些性能是各种钢筋都必须要保证的基本性能，例如强度、塑性、焊接性能、与混凝土之间的黏结性能等；还有一些是根据结构具体特点需要具备的使用性能，例如疲劳性能、冲击韧性、低温性能以及预应力钢筋的应力松弛性能等。钢筋的基本性能是衡量产品是否合格的主要指标，它在钢筋产品标准中都有明确的技术要求。钢筋的使用性能一般是对已有钢筋品种进行性能测定，并合理确定其性能指标，以便在设计使用中采用。当然任何钢筋新品种的研制和开发，在保证满足基本性能的同时，必须考虑到使用性能的优劣，否则该钢筋的使用范围将受到限制。

2.2.1　强度

实际上，钢筋强度是指钢筋在受拉状态下的屈服强度和抗拉强度。对于拉伸变形曲线上有明显屈服台阶的钢筋，屈



服强度相当于拉伸曲线上的下屈服点应力值（σ_s）；对于无屈服台阶的钢筋，其屈服强度以塑性变形为0.2%时的应力值（$\sigma_{0.2}$）来表示。钢筋混凝土结构的受力钢筋，除要求具有一定的屈服强度外，一般还要求有明显的屈服台阶，以保证结构破坏前有明显的变形预兆。

钢筋的屈服强度是结构强度设计的主要依据。因为钢筋达到屈服强度后，就会产生较大的残余变形，使结构不能正常工作，此时即认为结构丧失承载能力而破坏。由此可见，提高钢筋屈服强度，可以提高结构的承载能力，或在相同承载力时减少钢筋用量。但受正常使用条件下结构变形和裂缝的控制，钢筋屈服强度过高往往不能充分发挥其强度作用。因此，钢筋屈服强度并不是愈高愈好，并且强度的提高往往降低了钢筋的塑性及其他性能。按我国现行混凝土结构设计规范及有关规程要求，钢筋屈服强度达400 MPa左右可基本满足各类钢筋混凝土结构的使用要求。预应力混凝土结构中的预应力钢筋则要求具有高屈服强度，使之增大预应力值，提高构件的刚度和抗裂性能，同时也提高结构的承载能力。

在使用时虽不直接应用抗拉强度这一指标，但仍要求它高于屈服强度某一数值，以使结构具有足够的强度储备和变形能力。我国结构设计规范对地震区的抗震结构已明确规定了钢筋强屈比（σ_b/σ_s）的要求。对于热轧钢筋，该要求一般均能满足。

2.2.2　塑性

通常以钢筋拉伸试件的断裂伸长率 δ_5 或 δ_{10} 作为衡量塑性的指标。面积缩减率 ψ 比伸长率能更好地表示钢筋的塑性变形能力，但测定比较困难，且两者具有一定的内在关系，因此一般仍用伸长率来表示塑性。

钢筋的冷弯性能（在一定的弯芯直径下弯曲一定角度而不出现裂纹）也是反应钢筋塑性的重要指标，而且冷弯时由于钢筋内外纤维产生不均匀的塑性变形，其变形条件比单向拉伸更为苛刻。冷弯性能不但反应了钢筋塑性变形能力，同时还能显示钢筋表面的缺陷，表示对裂缝扩展的抵抗能力。因此一般认为钢筋冷弯指标比伸长率指标更难达到。

钢筋具有足够的伸长率是保证混凝土结构抵抗延性破坏（而不是脆性破坏）的前提。

2.2.3　焊接性能

钢筋的焊接性能是指被焊钢筋在采用一定焊接材料、焊接方法及工艺规范参数条件下，获得接头性能相当于被焊钢筋性能的难易程度。不同类别的钢筋，其焊接性不一样；同一种钢筋，采用不同的焊接方法或焊接材料，其焊接性能也有差异。焊接性包括以下两个方面。

1）工艺焊接性　指在一定焊接工艺条件下焊接接头中出现各种裂纹及其他工艺缺陷的敏感性和可能性。工艺焊接性反应了被焊钢筋的接合性能。

2）使用焊接性　指在一定焊接工艺条件下焊接接头对使用要求的适应性，以及影响使用可靠性的程度。使用焊接性反应了钢筋焊接接头的使用性能。

对某一牌号的钢筋，在确定采用某种焊接方法的焊接工艺时，必须同时满足工艺焊接性能和使用焊接性能要求。并且通过对接头的检验来保证使用的安全。

钢筋的焊接性与其化学成分有直接关系，一般可用碳当量（C_{eq}）来估计。碳素钢和低合金钢钢筋，常用的碳当量计算公式为（以%表示）：

$$C_{eq}=C+Mn/6+(Cr+Mo+V)/5+Ni+Cu/15$$

钢筋钢中，锰元素以外的其他合金元素含量均较少，所以碳当量公式也可简化为 $C_{eq}=C+Mn/6$。经验表明，对钢筋钢，当 $C_{eq}<0.4\%$ 时，钢材的淬硬倾向不大，焊接性优良，易于焊接；当 $C_{eq}=0.4\%\sim0.6\%$ 时，钢材淬硬倾向增大，焊接时需采取必要的工艺措施，但仍可焊接；当 $C_{eq}>0.6\%$ 时，钢材的淬硬倾向强，属于较难焊接钢材，需要采取较高的预热温度、焊后热处理和严格的工艺措施。我国现行钢筋标准中，Ⅰ级、Ⅱ级（包括微合金化Ⅲ级）钢筋的最大碳当量分别为0.33%和0.52%，属易焊接和可焊接钢筋；原Ⅲ级25MnSi钢筋，最大碳当量达0.57%，虽仍属可焊接钢筋，但焊接性能较差，且某些焊接方法受到限制；原Ⅳ级钢筋的最大碳当量在0.6%以上，有的牌号钢筋达0.75%，焊接较为困难，因而对这类钢筋的焊接就有更严格的规定。

上述按碳当量估计钢筋焊接性能仅适用于热轧钢筋。当对钢筋采取余热处理工艺以提高母材强度后，由于焊接高温的影响，钢筋表面的相变强化组织在高温下部分得以恢复，表现为接头强度比母材有不同程度的降低。这类钢筋，在一定的焊接碳当量范围内，工艺焊接性能较好，但使用焊接性能较差。所以焊接这类钢筋要通过选择合理的焊接参数，采取适当的措施加以解决。

2.2.4　与混凝土之间的黏结性能

钢筋与混凝土之间的黏结是二者之间互相传递应力、协调变形，使由这两种材料组成的复合构件能够共同工作的基本前提。黏结力由3部分组成：混凝土中水泥胶体与钢筋表面的化学胶凝力；钢筋与混凝土接触面间的摩擦力；钢筋表面肋的突起与混凝土的机械咬合作用。光圆钢筋的黏结力主要是前两种作用；带肋钢筋除前两种力作用外，黏结力主要是最后一种机械咬合作用。

试验表明，带肋钢筋比光圆钢筋的黏结力高2～3倍以上。我国钢筋标准中仅Ⅰ级钢筋为光圆表面，Ⅱ级以上钢筋表面均为带肋。其中因Ⅰ级钢筋强度较低，对黏结力要求相对较低；也由于Ⅰ级钢筋采用Q235牌号钢，并非是钢筋专用钢，生产厂可按普碳钢有关标准组织生产。但在结构中配置Ⅰ级光圆钢筋时，在钢筋两端必须做成180°弯钩，以增强钢筋在混凝土中的锚固作用。

钢筋表面带肋后增加了与混凝土的黏结力，但表面带肋也带来对钢筋性能的影响。因此，选取合理的钢筋外形及外形参数，使之既满足使用中黏结力的要求，又使对钢筋性能的影响减小到最低程度，这乃是设计钢筋外形的重要课题。

2.2.5　疲劳性能

钢筋的疲劳性能，通常用其疲劳极限来衡量。所谓疲劳极限是指材料在无限次反复负荷下所能经受的最大应力。通常把钢材通过 10^7 次反复加载而不断裂的最大应力称该材料的疲劳极限。试验表明，钢材疲劳曲线在 $N=2\times10^6$ 次后渐趋平缓，说明此时与 $N=2\times10^7$ 次的疲劳极限之间差距实际已不大，故通常钢材的疲劳试验采用 $N=2\times10^6$ 次反复加载作为基数，求出此时的最大疲劳应力作为钢材的疲劳极限（或称疲劳强度）。

钢材的疲劳性能与一次或有限制加载性能不同，它具有以下特征。

1）疲劳破坏通常没有显著塑性变形。即使是塑性良好的低碳钢或低合金钢，疲劳破坏时的断口平稳，没有明显颈缩，表现为脆性破坏。

2）疲劳强度明显低于静力强度，并常常低于钢材屈服点（视疲劳试验条件）。

3）钢材表面缺陷和内部夹杂等不均匀性明显影响疲劳强度，疲劳裂纹（疲劳核心）往往在这些地方首先形成并逐步扩大，最后使受力截面减小而突然断裂。

钢材经焊接后由于存在某些缺陷和应力集中，接头疲劳强度往往低于母材疲劳强度。

影响钢筋疲劳强度的主要因素有以下几点。

1）应力集中　在应力集中部位，首先产生疲劳裂纹。带肋钢筋的横肋或纵肋与钢筋基圆表面交接处，往往是尖锐

或不规则的，在这些部位就会引起应力集中，进而产生疲劳裂纹。此外，钢筋表面缺陷、毛刺及内部夹杂，都会引起应力集中而导致疲劳破坏。

2）金属组织　钢材的晶粒愈细，组织均匀，疲劳强度亦高。在钢的冶炼和轧制过程中，采取使钢质均匀、晶粒细化的措施，例如熔炼时钢水吹氩搅拌、轧制时温度控制和提高冷却速度等都有利于提高疲劳强度。钢筋的对焊接头，由于热影响区的晶粒比较粗大，有时还产生魏氏组织，硬度高，加上焊接缺陷的影响，疲劳断裂往往发生在热影响区，其疲劳强度低于母材。

3）尺寸因素　钢筋直径愈小，轧制形变量大，组织不均匀性、孔隙、夹杂和残余应力的影响程度减小，因而疲劳强度提高。相同条件下的钢筋疲劳试验表明，直径为16 mm的钢筋比直径为25、28 mm钢筋的疲劳强度试验值高出5%～15%。

4）试验条件　疲劳强度与荷载循环特征（疲劳应力比$P=\sigma_{min}/\sigma_{max}$值）、试验频率、试验环境等密切相关。在其他条件相同时，P值愈低，疲劳强度亦低；试验频率愈高，疲劳强度相应提高；在有腐蚀介质的环境中，钢材疲劳强度明显低于正常环境。

2.2.6 应力松弛性能

钢筋受力后，长度保持不变，钢筋中应力随时间增长而降低的现象称为松弛。钢筋的应力松弛性能是预应力钢筋的一项重要性能指标，因为预应力混凝土结构依靠对预应力钢筋中预先施加的拉应力，待钢筋放松后给予混凝土一定预压应力，以提高结构的抗裂性和变形能力。如果钢筋中的应力产生松弛现象，就要降低结构的抗裂性，增大结构变形，甚至影响耐久性。

钢筋的应力松弛随着时间的增加而增长，并与施加的初始应力、钢材类别及环境温度等有关。就钢材本身而言，应力松弛的产生一般认为是金属晶体位错滑移和扩散的结果。钢材的冷加工使之产生塑性变形，金属晶体产生大量位错滑移，形成内应力（或称残余应力）。当采取消除应力措施后，即可降低应力松弛。

2.2.7 低温性能

钢筋在低温条件下使用或加工，应考虑低温对钢筋力学性能和加工工艺性能的影响。

1）低温拉伸性能　对中低碳钢钢筋和低合金钢钢筋在常温和不同低温（最低达－40℃）下进行拉伸试验，结果表明，随着拉伸试验温度的降低，钢筋强度提高。强屈比降低，塑性也相应降低。但一般热轧钢筋，即使在－40℃条件下，钢筋的伸长率仍能符合钢筋标准的要求。

2）低温冲击韧性　钢筋的冲击韧度（a_K）值随着温度的降低而降低，钢材逐渐向脆性化转变。为保证钢筋在一定低温下仍然保持其塑性，必须找出钢筋由塑性转变为脆性的“临界温度”。通常以a_K值突然下降时的温度或规定下降到某一a_K值时的温度作为该钢材的脆化临界温度。钢筋在低温下的适用温度，即可按该材料低温冲击韧性值不小于临界温度下的a_K值的温度，而定临界温度下的a_K值，我国尚无统一规定。以往曾有人建议将a_K值降到25.5 J/cm^{2}或33.3 J/cm^{2}时的温度作为钢筋的脆化临界温度。对于我国常用的Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ级钢筋，即使在－40℃条件温度下，仍能满足上述a_K值的要求。

3）低温焊接性能　低温焊接是指环境温度低于－5℃条件下进行钢筋的闪光对焊或电弧焊。试验表明，在－5℃及以上温度进行钢筋焊接，均可与常温相同。面对闪光焊在－28℃施焊，电弧焊在－50℃下施焊，如果焊接工艺和参数选择适当，其接头综合性能良好。我国《钢筋焊接及验收规程》规定，当环境温度低于－20℃时，不得进行钢筋的焊接，以确保焊接质量。

3 低合金钢筋的合金化

3.1 固溶强化钢筋（Si、Mn）

碳素钢筋的强度主要取决于碳含量。随着钢中碳含量的增加，其强度和硬度提高，但塑性和韧性下降，焊接性变差。低碳Q235钢筋（碳含量（质量分数）为0.14%～0.22%）有较好的塑韧性和焊接性，但强度偏低（屈服点235 MPa），一般不作为主要受力钢筋使用。增加钢中碳含量为0.28%～0.37%，（A5钢筋），虽然提高了强度（屈服点275 MPa），但同时降低了塑性、韧性和焊接性。而其强度仍远不能满足作为主要受力钢筋强度的需要，该钢筋已被淘汰。

硅、锰合金元素在钢中有较强的固溶强化作用，以硅、锰为主要合金元素的固溶强化型钢筋是最早发展的低合金钢筋。当碳含量与碳素钢相当时，添加硅、锰合金元素的低合金钢筋强度比碳素钢有较大提高。但硅含量过高，会明显降低钢的塑性和韧性；锰含量过高同时还会导致钢的晶粒粗化倾向，易于淬火变脆和产生焊接裂纹，影响焊接性能。为了保证良好的综合性能，硅、锰低合金钢筋的强度提高受到了限制，一般情况下，硅、锰低合金钢筋的强度级别约为350 MPa，即通常所说的Ⅱ级钢筋。美国、西欧及前苏联等国以前生产400 MPa级钢筋主要利用硅、锰起固溶强化作用。在这些钢种中，一般碳含量较高（碳含量（质量分数）在0.2%～0.4%），虽然保证了钢筋强度，但钢筋塑性特别是焊接性能降低，目前已经被其他钢筋所取代。

我国钢筋标准中的曾经有两个硅、锰低合金钢筋，即20MnSi钢筋和25MnSi钢筋。20MnSi钢筋是通过对16Mn钢改进后而形成的钢号，其碳含量为0.17%～0.25%，锰含量为1.20%～1.60%，硅含量为0.40%～0.80%。该钢屈服点不低于335 MPa，综合性能优良，是目前我国应用最广的钢筋品种。25MnSi钢筋碳含量为0.20%～0.30%，锰含量为1.20%～1.60%，硅含量为0.60%～1.00%。尽管钢中碳、锰、硅含量均已较高，但其屈服点也只达到370 MPa，并且其最大焊接碳当量已达0.57%，在使用中普遍反应该钢筋塑性和焊接性能较差。

依靠硅、锰固溶强化提高钢筋强度的方法，受到了塑性和焊接性能恶化等因素的限制，因此，要进一步提高强度，同时改善其综合性能，必须采取以降低碳含量和碳当量为目标的强化措施。钢的微合金化是其途径之一。

3.2 微合金化钢筋

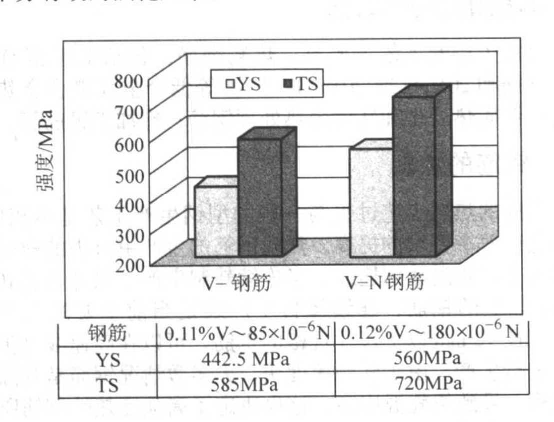
微合金化工艺技术在国外工业化国家，从20世纪50年代末期就开始逐步采用。一般是在低碳钢中添加微量钒、钛、铌等合金元素，通过这些微量元素的碳、氮化合物的沉淀析出，达到细化晶粒强化和沉淀析出强化的目的，从而在不增加碳含量甚至降低碳含量的情况下，较大幅度地提高强度，并获得良好的综合性能。

随着对钢筋强度、塑性和焊接性要求的不断提高，微合金化技术于20世纪70年代逐步用于高强度可焊接钢筋的生产。最初，人们对V、Ti、Nb三种微合金化技术在钢筋生产中的应用均开展了研究工作。由于钢筋的生产效率高，速度快，终轧温度比较高，Ti、Nb微合金化在钢筋生产上的应用均未获得成功。含Ti钢筋强度性能波动大，含Nb钢筋容易在冷床上造成弯曲，目前世界各国钢筋标准中基本没有含Ti、Nb的钢筋钢种。国内外的研究表明，V微合金化技术十分适合钢筋的生产工艺要求，是发展高强度可焊接钢筋的有

效途径。

钢筋的生产工艺决定其合金设计适宜采用钒微合金化技术。但是，钒的加入使钢筋的成本提高。我们知道，微合金化元素在钢中通过形成碳、氮化物来起作用。由于钢中氮化物比碳化物具有更高的稳定性，析出相更细小弥散，其强化效果明显提高。大量的研究结果表明，氮是含钒钢中一种十分有效的合金元素，含钒钢中每增加质量分数为 10×10^{-6} 的氮可提高强度 7～8 MPa。通过充分利用廉价的氮元素，可显著提高钒钢的强化效果，达到节约合金含量、降低成本的目的。为进一步降低高强度钢筋成本，充分挖掘微合金钢的技术潜力，国内外开展了采用钒、氮微合金化技术生产高强度钢筋的研究工作。

图 6.6-1 示出了氮对含钒钢筋强度的影响。虽然含 V 钢筋与 V－N 钢筋中钒含量几乎相同，但钒氮钢的强度明显高于钒钢。由图中结果可看出，钒氮钢中由于增加了质量分数为约 100×10^{-6} 的氮，使得钢的屈服强度和抗拉强度分别增加 117.5 MPa 和 135 MPa。实验结果清楚地表明，氮对含钒钢筋具有很强的强化作用。因此，可以说氮是含钒钢筋中一个十分有效的强化元素。



钢筋	0.11%V～85×10⁻⁶N	0.12%V～180×10⁻⁶N
YS	442.5 MPa	560MPa
TS	585MPa	720MPa

图 6.6-1　钒钢和钒氮钢强度比较

氮的增加改变了钢中 V 的分布，促进了钒的析出。从图 6.6-2 可见，氮加入钢中改变了钒在相间的分布，促进了钒从固溶状态向 V（C，N）析出相中的转移，从而使钒起到了更强的沉淀强化作用。

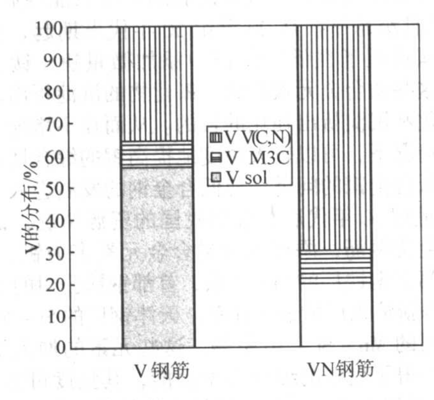


图 6.6-2　钒在钢中的相间分布

由于氮在含钒钢中的强化作用，对同样强度水平要求的钢筋，采用 V－N 微合金化技术来达到减少贵重 V 合金元素用量、降低钢筋生产成本的目的。图 6.6-3 所示，根据我国 HRB400 钢筋（400 MPa）工业性生产的数据，与 V 钢筋相比，V－N 钢筋可以节约钒含量 50%。表 6.6-1 列出了我国采用转炉＋连铸工艺生产的 HRB400 热轧钢筋的化学成分范围。采用 V－Fe 合金生产Ⅲ级钢筋需要质量分数为 0.08%左右的钒含量，而改用 V－N 微合金化技术生产 HRB400 钢筋仅需要质量分数为 0.03%～0.04%的钒含量，钒的节约效果非常显著。

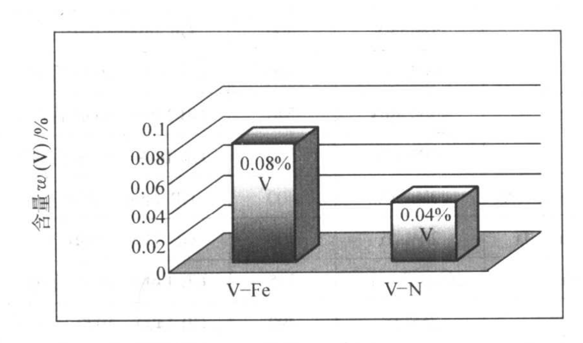


图 6.6-3　合金元素 V 的节约效果

表 6.6-1　我国转炉工艺生产 400 MPa 级钢筋的化学成分范围（质量分数）　%

合金化	C	Si	Mn	P，S	V	规格/mm
V－N	0.18～0.24	0.45～0.60	1.25～1.45	<0.035	0.03～0.04	ϕ16～40
					0.02～0.03	ϕ6～16
V－Fe	0.18～0.24	0.45～0.60	1.25～1.45	<0.035	0.07～0.09	ϕ16～40
					0.05～0.07	ϕ10～16

西方工业化发达国家也积极采用以 V、N 微合金化工艺生产低碳高强度、焊接性能良好的钢筋。表 6.6-2 列出了德国开发的屈服强度 500 MPa 级以上的高强度钢筋的成分范围。当钢中用质量分数为 0.07%的 V 和 0.012%的 N 进行微合金化后，可使钢中碳含量 $w(C)$ 从 0.4%下降到 0.15%～0.25%，而钢筋屈服强度可达 500 MPa，并仍具有良好的焊接性能。

表 6.6-2　德国屈服强度 500 MPa 以上钢筋的典型化学成分（质量分数）　%

生产工艺	屈服强度/MPa	C	Si	Mn	V	N
转炉	>500	0.16～0.20	0.30～0.40	1.20～1.40	0.08～0.12	<0.018
	>600	0.16～0.22	0.35～0.45	1.20～1.60	0.12～0.15	<0.018
电炉	>500	0.16～0.20	0.25～0.35	0.90～1.20	0.06～0.08	<0.018
	>600	0.16～0.22	0.35～0.45	1.00～1.40	0.08～0.12	<0.018

结合资源情况，我国在微合金化钢筋方面还进行过大量的研究开发工作，形成了若干个钢种系列。以锰、硅低合金钢为基础，根据不同强度级别和使用要求，通过在钢中添加钒、钛或铌等微量元素，形成了 Mn－Si－V，Si－V，Si－Ti，Mn－Nb，Mn－Ti 等几个钢种系列；每个钢种系列又按钢筋强度级别，含有几个钢筋牌号。表 6.6-3 列出了曾纳入标准中的有关微合金化钢筋的钢种。可以看出，我国所开发的微合金化热轧高强度钢筋系列较多。经过近年来大量的生产实践，国内的生产企业和使用单位已逐步取得统一的认识，对热轧高强度钢筋，采用 V－N 微合金化技术是最经济有效的途径。

表 6.6-3　纳标钢种系列和牌号

钢种系列	钢号	最小屈服强度/MPa	纳标情况
Mn－Si	20MnSi	335	YB 171—1969 至今
	25MnSi	370	GB 1499—1991 后淘汰



续表 6.6-3

钢种系列	钢号	最小屈服强度/MPa	纳标情况
Mn－Si－V	20MnSiV	400	GB 1499—1991 至今
	35MnSiV	490	GB 1499—1979 后淘汰
	40Si2MnV	540	GB 1499—1998 后淘汰
	45MnSiV	590	GB 1499—1998 后淘汰
Mn－Si－Nb	20MnSiNb	400	GB 1499—1998 至今
Mn－Ti	20MnTi	400	GB 1499—1991 至今
Mn－Nb	20MnNb（b）	335	GB 1499—1998 后淘汰
Si－V	35Si2V	490	GB 1499—1979 后淘汰
	40Si2V	590	GB 1499—1991 后淘汰
Si－Ti	35Si2Ti	490	GB 1499—1979 后淘汰
	45Si2MnTi	590	GB 1499—1998 后淘汰

3.3　余热处理钢筋

俄罗斯和东欧一些国家是最早利用轧钢余热直接对钢筋进行热处理来提高钢筋强度和综合性能。后来西欧国家也大力开发并普及应用余热处理的钢筋生产技术。

余热处理钢筋，通常是在原有 Mn－Si 低合金钢种基础上，通过轧后加速冷却，利用芯部余热进行自回火处理，这样，钢筋表层得到了回火马氏体组织，满足了钢筋强度提高同时改善其他性能的要求。余热处理工艺是西方国家生产屈服强度 400 MPa 级以上钢筋的常用生产路线，一般控制钢中碳含量 w(C)低于 0.25%，硅含量 w(Si)不超过 0.50%，锰含量 w(Mn)小于 1.0%，钢的碳当量小于 0.52%，保证了余热处理钢筋良好的综合性能。

我国在 20MnSi 钢筋的基础上，于 20 世纪 80 年代开发成功了轧后余热处理钢筋，并制定了余热处理钢筋新的国家标准 GB13014—1991《钢筋混凝土用余热处理钢筋》。余热处理钢筋牌号为 K20MnSi，其屈服强度可提高到 400 MPa 以上，而碳含量 w(C)和碳当量分别控制在 0.25%及 0.52 以下。

3.4　预应力钢筋

预应力混凝土结构用钢筋要求比钢筋混凝土结构用钢筋有更高的强度。国外主要采用高强度钢筋、钢丝和钢绞线，也有一些国家采用热轧后进行冷加工以提高强度的钢筋。在高强度预应力钢筋方面，英、美、日、前苏联等国已生产了强度为 800～900 MPa 的热轧钢筋和 800～1 100 MPa 的冷加工或热处理钢筋，直径可达 32 mm、36 mm 甚至 40 mm。德国采用调质热处理即连续高温淬火和回火工艺生产直径为 8～16 mm 的盘条钢筋，其强度可分别达到 1 600 MPa 或 1 500 MPa，并研制成功 45Si2Cr 新钢种，以其高硅含量 w(Si)（1.8%）和铬含量 w(Cr)（0.4%）来提高其抗应力腐蚀和断裂性能。日本采用高频热处理工艺生产直径为 7～32 mm、强度达 950～1 100 MPa 的预应力钢筋，且表面带有螺旋形凹槽以增加与混凝土的黏结力，钢筋两端还捻有丝扣，配以标准螺母，便于钢筋的张拉和锚固。在预应力钢丝、钢绞线方面，国外高强钢丝的抗拉强度普遍达 1 570～1 770 MPa，甚至达2 000 MPa（美国），钢丝直径由一般的 5.0 mm 增大到 7.0 mm、9.0 mm、10.0 mm 甚至更大。与此同时，国外普遍重视降低钢丝的应力松弛和改善钢丝应力腐蚀性能，相应地生产了低松弛钢丝和耐腐蚀性能好的镀锌或涂塑钢丝（钢绞线）。钢绞线的强度随着钢丝强度的提高得到相应的提高。此外，英国，日本等还生产了大直径的 19 股钢绞线、异形钢丝组成的密封钢绞线及模拔成型钢绞线等。

我国预应力混凝土用钢筋在以前较普遍地采用较低强度的冷拉Ⅱ，Ⅲ，Ⅳ级钢筋及冷拔低碳钢丝，高强预应力钢丝、钢绞线的生产和使用量不大，且强度也仅达到 1 470 MPa 或 1 570 MPa。20 世纪 80 年代初以来，在原有预应力钢材基础上，又开发成功了屈服强度为 735 MPa 的高强度、大直径精轧螺纹钢筋；屈服强度为 1 325 MPa 的低合金调质热处理钢筋；更高强度的预应力钢丝、钢绞线（强度达 1 670，1 770 MPa 甚至可更高）以及低松弛钢丝钢绞线、低合金中强钢丝等。

专门用作预应力钢筋的热处理钢筋，最早以 44Mn2Si 和 45MnSiV（热处理）列入 YB171—1969。经过不断改进和调整，于 1978 年研制成功 40Si2Mn 和 48Si2Mn 钢种，直径分别为 6.0 mm 和 8.2 mm，并于同年将热处理钢筋单独立标，制定了 YB2005—1978《预应力混凝土用热处理钢筋》标准。1984年该标准修订为国标 GB 4463—1984，又纳入了直径 10 mm 的 45Si2Cr 热处理钢筋。

4　钢筋的生产工艺

钢筋生产的工艺主要有：热轧钢筋，包括低碳钢 Q235 光圆钢筋和 20MnSi 或 20MnSiV（N）等低合金和微合金热轧钢筋；调质热处理和轧后余热处理钢筋；冷加工钢筋等。

4.1　钢筋的热轧

钢筋的热轧工艺过去与一般的型钢生产工艺基本相同。随着生产效率要求的提高，热轧钢筋的生产由过去的横列式轧制为主逐步过渡到连续、半连续轧制生产。尺寸规格10～12 mm 以上的钢筋，连续棒材生产线是当前主要的生产方式；直径 12 mm 以下尺寸规格的钢筋，可以在高速线材生产线上进行生产。由于轧制速度快，大多数情况钢筋是升温轧制过程，导致终轧温度高，这也决定了高强度热轧钢筋所采用的合金化及微合金化的原则。

在 20 世纪 50 年代，采用热轧的轧制工艺生产钢筋，主要采取固溶强化的方式，即提高钢筋的碳含量，同时添加锰、硅等合金元素。这样虽然提高了强度，却使韧塑性下降。特别是钢筋碳当量的提高，使焊接性能恶化。因此，在保证综合性能的前提下，这类钢筋的强度只能限制在 400～570 MPa 的Ⅲ级水平。从 20 世纪 50 年代末期起，美、前苏联、英等国报道了在低碳锰钢中添加微量钒、钛、铌等元素，通过这些微合金元素的碳、氮化物的沉淀析出，达到细化晶粒强化和沉淀析出强化的目的。从而在不增加甚至降低碳当量的情况下，可以较大幅度地提高钢的综合性能。这种微合金化低合金钢的问世，使低合金钢的发展进入了一个新阶段。20 世纪 60 年代后，根据我国的资源情况，试制和生产了微合金化钢筋，添加的微量合金元素多为钒、钛、铌，例如上海第三钢铁厂的 Si－V 系，首都钢铁公司的 Mn－Si－V 系，上海新沪钢厂的 Si－Ti 系，天津钢厂的 Si－Nb 系，唐山钢铁公司的 Mn－Si－Nb 系等。这些元素的加入虽然提高了强度，获得了良好的综合力学性能，其强度可达到 540～835 MPa 的Ⅳ级水平，但是，焊接性能较差，焊接工艺复杂。采用热轧工艺要生产更高强度的钢筋，用增加合金元素的方法，很难得到高强度和较好的塑性。20 世纪 70 年代以后，进行过 65Si2MnV 钢试制，强度达到了 700～1 100 MPa；用 15Mn3SiB 钢试制了强度为 930～1 100 MPa 级的热轧高强度钢筋，但其成分控制范围窄，性能不够稳定，生产难度大，未能正式投入生产。

20 世纪 90 年代末，为适应新标准的要求，在国家冶金工业局的主持下，开展了低成本 V－N 微合金化 HRB400 热



轧钢筋的研究，取得了良好的效果。V－N微合金化HRB400热轧钢筋不仅综合性能优良，而且生产工艺简便，钢筋性能稳定，微合金化成本也大大降低。低成本V－N微合金化HRB400热轧钢筋的研制成功，有力地推动了我国钢筋产品的升级换代。

4.2 钢筋的调质热处理

由热轧钢筋经过淬火、回火调质处理，所得到的高强度钢筋称为热处理钢筋，也称调质钢筋。热处理钢筋具有强度高、韧性好等特点，是较好的预应力钢材。但这种方法要建造热处理设备，要大量的投资，并且消耗能源。因此只有特殊要求的高强钢筋、而用其他生产方法达不到要求时才采用。用这种工艺可生产强度为1 325～1 470 MPa级的预应力高强度钢筋。

对钢筋的调质处理，我国主要采用电阻加热淬火、铅浴回火的方法。20世纪80年代中期曾进行过利用中频感应炉加热淬回火的研究，并取得了一定成效。但是技术较为复杂、投资费用也较高。

淬火是调质钢筋热处理的关键工序之一。最主要的是选择合适的淬火温度范围及淬火介质。不同的钢种有不同的淬火加热温度范围，它应保证钢筋既得到最高的硬度而同时又保持钢的细晶粒组织。

调质钢筋的冷却方法，目前是采用马氏体直接淬火法，即用冷却介质把钢筋直接从高温冷到室温或稍高于所采用的冷却介质的温度。冷却介质目前最常用的是水和油。国外在用感应加热后，直接喷水冷却。我国调质钢筋由于其淬透性较大，为避免钢筋淬后开裂，选用油淬，近年来我国试验过合成淬火剂，它不仅能保证钢筋的力学性能，而且能提高断裂韧性，成本也低于油，且不易燃烧，不污染空气。但在连续生产的条件下，保证合成淬火剂稳定不老化并维持其合理浓度极为重要。

回火对钢筋的性能影响很大。淬火后冷却到50～70℃就应当进行回火，如果在回火前冷却到室温，就会开裂。回火温度的波动对钢筋性能影响非常明显，应严格控制，同时注意回火温度与回火时间的配合。

调质钢筋的原材料一般采用中碳低合金钢，牌号有：40Si2Mn、48Si2Mn和45Si2Cr等。热轧盘条钢筋的组织为珠光体＋铁素体组织组成，其力学性能为：$\sigma_s = 620$ MPa，$\sigma_b = 960$ MPa，$\delta_{10} = 14\%$。钢筋淬火后得到板条马氏体为主的组织，回火后得到屈氏体＋铁素体组织。经调质处理后，成品钢筋性能提高，达到：$\sigma_s \geq 1\,325$ MPa，$\sigma_b \geq 1\,470$ MPa，$\delta_{10} \geq 6\%$。

4.3 钢筋的轧后余热处理

轧后余热处理是指在轧制作业线上利用轧制钢材的余热直接进行热处理的工艺。它有机地将轧钢和热处理工序结合在一起，通过工艺参数的控制，有效地改善钢材的综合性能，可以在较大幅度地提高钢材强度的同时，保持较好的塑性和韧性。它具有减少工序，节约能源，节约合金元素和降低成本等一系列的优点。

从20世纪60年代中期开始，前苏联就开展了钢筋轧后余热处理的研究，并投入工业应用。至1980年已有8个工厂，在13条轧机作业线上应用，年产热强化钢筋达400万吨。由于热强化钢筋性能的提高，用于预应力混凝土构件中可以节约钢材30%～50%，降低成本45%，获得了很大的经济效益。20世纪70年代中期，德国、比利时、卢森堡、法国等亦相继发展了称之为芯部回火工艺（即轧后余热处理工艺）和装备的研究，并应用于生产。1975年，比利时国立冶金研究中心第一套钢筋芯部回火法设备在卢森堡阿尔贝德公司舍夫朗日厂投产，随之先后在欧洲和世界各地区推广应用，至1985年共有13个国家25个公司、厂矿采用该项新工艺生产钢筋。1984年在欧洲，芯部回火钢筋的产量已达160万吨，目前欧洲市场上需用的钢筋必须是采用芯部回火法生产的钢筋。

国内从1972年以来，有关院校、科研单位和钢厂，亦相继开展了钢筋轧后余热处理工艺与装备的试验研究，主要对该工艺的关键设备——冷却装置的结构形式开展了一系列的试验研究工作，取得了不同程度的进展。但由于冷却装置的冷却能力差、冷却不均匀、条形差、提高钢筋强度仅20～30 MPa，满足不了轧后余热处理工艺的要求。

1978年上海第三钢铁厂、鞍山钢铁公司等进行了进一步的研究，取得了一定的进展。1980年初上海钢铁工艺技术研究所，开展了钢筋轧后余热处理新工艺的试验研究，设计了8051—1型湍流式高效冷却装置和夹送辊，以及供水系统、电气、检测仪表控制系统等设备。

1981年初将该冷却设备在上海第三钢铁厂生产轧制线上进行工业试验，初步取得了成功。该工艺设备冷却能力大，最大降温可达650℃，冷却均匀，条形好，调节灵活，提高钢筋强度幅度大，能适应生产多种强度等级钢筋性能的需要，符合大生产要求，取得了工艺设备上的技术性突破。

通过用20MnSi连铸坯采用轧后余热处理工艺代替原热轧25MnSi锭坯试制出口钢筋，将20MnSi钢筋的强度由Ⅱ级提高到了Ⅲ级，完全达到英国标准中屈服强度425 MPa级的要求，经过技术鉴定，肯定了轧后余热处理工艺的优越性，不仅能够提高钢筋的强度，而且具有较好的塑性，有比热轧钢筋更为良好的抗弯曲、抗脆断能力。弹性模量、疲劳极限和可焊性与热轧钢筋相当，其综合性能是好的。

由于轧后余热处理工艺的优越性，在国内迅速推广使用，上海新沪钢厂，天津第二轧钢厂、鞍山钢铁公司等开展了以普碳钢Q235采用轧后余热处理工艺代替20MnSi钢生产Ⅱ级预应力钢筋，也取得了较好的效果。

钢筋轧后余热处理包括以下3个阶段：

第一阶段为表面淬火阶段。钢筋出轧机进入高效快冷装置接受强烈冷却，直至出冷却装置时为第一阶段。此时表面层冷却速度大于临界冷却速度，发生马氏体转变，转变为马氏体与少量残余奥氏体组织。心部的热量来不及传出，冷却速度较慢，至该阶段结束仍处于奥氏体状态。

第二阶段为自回火阶段。钢筋出冷却装置后在空气中冷却。此时，钢筋截面上内外温度梯度很大，心部的热量向表面传递扩散，使表面淬火马氏体发生回火转变。根据回火温度（称为自回火温度）不同，可转变为回火索氏体或回火马氏体。而邻近表面层的组织（称为过渡层）根据钢的成分和冷却条件不同，转变为贝氏体加屈氏体或索氏体。心部仍保留奥氏体组织。

第三阶段为心部组织转变阶段。钢筋在冷却过程中。心部的冷却速度较小，近似于等温转变条件。发生珠光体转变。根据冷却条件不同，转变产物可为铁素体加珠光体或铁素体加索氏体加贝氏体组织。

钢筋轧后余热处理即通过对第一阶段冷却程度（冷却时间和冷却水流量）的控制，使钢筋从表面至心部获得不同的组织从而得到不同性能。

全套控制冷却装备包括：1）冷却装置：每一冷却段有顺流喷嘴与逆流喷嘴和若干节湍流管组合，湍流管采用收扩型结构；热轧钢筋通过该装置时，表面层达到剧冷，在离开冷却装置后，自回火温度达到规范温度指标。2）夹送辊：调节钢筋出轧机后的运行速度，采用直流电机晶闸管调速保证钢筋出轧机后的运行速度，采用直流电机晶闸管调速保证钢筋运行速度与轧制速度基本同步。3）水泵与管路系统，



采用并联高压泵组通过管路和阀门系统，连接每个喷嘴，实现水量的供应与调节；4）检测系统：将主要的工艺参数，例如水流量、水压力，钢筋终轧温度、自回火温度、进、出口水温等精确地指示、记录。轧后余热处理钢筋在轧制速度、化学成分和钢筋规格一定的情况下，其力学性能和显微组织取决于终轧温度、冷却强度（冷却时间、冷却水流量）和自回火温度。

自回火温度是钢筋轧后余热处理最重要的工艺参数，直接影响着钢筋的性能。控制自回火温度值是由调节供水参数、冷却区长度（冷却时间）来实现的。

对于给定的化学成分和钢筋直径，其力学性能与自回火温度之间存在着确定的关系，这一关系是轧后余热处理工艺控制的关键。对于不同的轧机工艺参数、不同的冷却装置、不同的钢种、不同的规格都应有各自不同的余热处理工艺控制参数。

利用轧后余热处理的强化作用，目前我国已经用普碳钢和低合金钢生产高一级强度的钢筋。近几年来用微合金化与轧后余热处理相结合，生产高强度可焊钢筋取得了明显的效果。1）普碳钢 Q235 代替 20MnSi Ⅱ级钢筋，其强度由 335 ~ 370 MPa Ⅰ级提高到 335 ~ 510 MPa Ⅱ级，其冷弯、延伸、冲击韧性等均达到 20MnSi Ⅱ级钢筋水平。2）20MnSi 可达到英国标准，生产出口钢筋。20MnSi 通过余热处理强化后强度可由 335 MPa Ⅱ级提高到英标准 425 MPa 级，且延伸、冷弯、反弯等综合性能好，满足了出口要求，其性能更优于 25MnSi 钢生产的Ⅲ级钢筋，因此在国内已代替Ⅲ级钢筋使用。3）用微合金化钢采用轧后余热处理工作可生产高强度预应力钢筋。

4.4 钢筋的冷加工

钢筋的冷加工是提高钢筋强度的另一途径。冷加工是通过对钢筋实现大量的塑性变形，使内部组织发生畸变，晶体被破碎形成亚结构，位错密度增大，因而提高了钢材强度，同时塑性下降。常用的冷加工工艺有冷拉、冷拔、冷轧及冷轧扭等。

4.4.1 钢筋的冷拉

在钢筋轴向施加拉力，将钢筋冷拉到超过屈服点，使钢筋屈服强度提高，但伸长率降低。冷拉后钢筋的屈服点和伸长率由冷拉控制应力和最大冷拉变形率来保证。这种工艺一般用于施工企业藉以提高Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ级低合金钢筋的屈服点以作为预应力钢筋使用。

4.4.2 钢筋的冷拔

采用光面盘条钢筋，经过一道或多道拔丝模，使钢筋拔长同时直径减小，达到冷加工变形强化。根据所采用盘条的牌号和原始性能、拔制道次和总压缩变形量的不同，可获得不同强度的冷拔钢丝。例如，以 Q235 盘条为原料的低碳冷拔钢丝；以低碳低合金盘条为原料的低合金中强钢丝；以优质高碳钢或中高碳低合金钢为原料的高强度预应力钢丝等。

4.4.3 钢筋的冷轧

钢筋（盘条）的冷加工变形不是通过拔丝模而是通过二辊或三辊轧机。对钢筋施加张力使钢筋经过轧辊产生其压缩变形。与冷拔工艺相比较，在同一原材料，同一压缩比下，冷轧钢筋的强度与冷拔的相当，但塑性较好，并且冷轧钢筋表面带肋，可大大提高与混凝土的黏结力。

4.4.4 钢筋的冷轧扭

将盘条钢筋经 1 ~ 2 道轧辊使其轧成扁平形，然后通过一个旋转头将扁平形钢筋扭转成麻花形钢筋。这种钢筋除同样具有冷变形强化作用外，也同时提高了与混凝土的黏结力。

5 我国低合金钢筋品种和质量的发展

钢筋的品种及性能和质量水平随着我国冶金新技术和新工艺的发展，以及建筑技术的发展和要求，在不同时期都有新的进展。

5.1 钢筋强度等级系列

钢筋强度等级是根据使用要求，主要以钢筋的屈服点不同而划分的。这是因为在钢筋混凝土结构设计中，钢筋强度设计值是以钢筋的屈服点为指标确定的。最新热轧钢筋标准按钢筋屈服点不同将钢筋分为 R235、HRB335、HRB400、HRB500，相当于过去习惯叫法上的Ⅰ、Ⅱ、Ⅲ、Ⅳ级，其相应的屈服点为：

R235（Ⅰ级）235 MPa

HRB335（Ⅱ级）335 MPa

HRB400（Ⅲ级）400 MPa

HRB500（Ⅳ级）500 MPa

此外，尚有专门用做预应力钢材的热处理钢筋，其屈服强度为 1 420 MPa，首次纳入 YB171—1969 标准时，称其为Ⅴ级钢筋，后因其材料性能、用途和生产工艺均与热轧钢筋不同，因此以后将其从热轧钢筋标准中分离出来，单独制定了 YB2005—1978《预应力混凝土用热处理钢筋》，并将屈服强度调整为 1 325 MPa，不再称为Ⅴ级钢筋。1984 年修订为 GB 4463—1984，其屈服强度仍保留为 1 325 MPa。

钢筋强度级系列是从 YB171—1969 标准开始，经过以后不断的调整而形成的。其中Ⅰ级钢筋的钢号始终是 Q235（A3）钢，屈服点没有变化；Ⅱ级钢筋对钢种及成分进行过调整，但仍保持其屈服点未变；Ⅲ级和Ⅳ级钢筋因采用钢种成分的限制，屈服点在以后有所降低（分别由原来的 390、590 MPa 降为 370、540 MPa）。而经过“六五”科技攻关，研制开发了Ⅲ级钢筋新品种，Ⅲ级钢筋屈服点又调整为 400 MPa。为了与国际接轨，1998 年钢筋标准重新修订时，取消了原Ⅳ级 RL540 钢筋，增加了 HRB500 钢筋，屈服点为 500 MPa，钢筋按强度等级系列的钢筋屈服点变化见表6.6-4。

表 6.6-4 不同强度等级钢筋屈服点的变化

标准号	下列强度级别的钢筋屈服点/MPa					备 注
	Ⅰ	Ⅱ	Ⅲ	Ⅳ	Ⅴ	
重 111—1955						
YB171—1963		235	275	390		
YB171—1965	235	275	390			
YB171—1969	235	335	390	590	1 420	
YB2005—1978					1 325	预应力混凝土用热处理钢筋
GB 1499—1979	235	335	370	540		另有 275 MPa、490 MPa
GB 1499—1984	235	335	370	540		热轧带助钢筋
GB 1499—1991		335	400	540		热轧带助钢筋
GB 13013—1991	235					光圆钢筋
GB 13014—1991			400			余热处理钢筋
GB 4463—1984					1 325	预应力混凝土用热处理钢筋
GB 1499—1998		335	400	500		热轧带肋钢筋



5.2　钢筋牌号和品种

钢筋牌号由重 111—55 标准中单一的 T5（A5）钢筋发展到目前包括碳素钢和低合金钢（微合金化钢）钢筋的系列产品，是经过了对原有钢种的成分、生产工艺和性能不断试验研究和调整，同时研制开发了一系列新钢种，并经过优选而形成的。

5.2.1　20MnSi 钢筋的发展

最初的低合金钢筋是 16Mn 钢筋。16Mn 钢筋作为Ⅱ级钢筋正式纳入标准是 YB 171—69。在此以前，原建工部曾制定了 BJG 24—66《16 锰和 25 锰硅普通低合金钢筋暂行应用规定》，其中对钢筋的化学成分和力学性能均按 YB 13—63 标准执行。该钢种与德国 ST52 钢种相仿，$w(C)=0.12\%\sim0.20\%$，$w(Si)=0.40\%\sim0.60\%$，屈服点不低于 335 MPa。该钢种由于我国资源、冶炼、轧制等具体条件以及钢筋截面特点的影响，钢厂生产时达不到要求的强度指标，因而在纳入 YB 171—69 标准时，将 16Mn 钢的碳含量 $w(C)$ 提高到 $0.15\%\sim0.24\%$，硅含量 $w(Si)$ 的上限提高到 0.70%，相应的强度指标按钢筋直径分为两挡：直径不大于 25 mm 时，σ_s 和 σ_b 分别不低于 335 MPa 和 510 MPa；直径不小于 28 mm 时，σ_s 和 σ_b 分别不低于 315 MPa 和 490 MPa。尽管如此，部分钢厂在生产较大规格钢筋时仍达不到要求强度。为此，作为临时措施，在“（70）冶情革字 35 号”又作了局部变动，将直径 22 mm、25 mm 两种规格钢筋的强度降低 20 MPa，即纳入大规格钢筋要求范围。

为彻底解决 16Mn 钢筋存在的问题，并妥善解决Ⅱ级钢筋与Ⅲ级钢筋（25MnSi）生产上成分的衔接，从 1972 年开始，对 16Mn 钢筋按Ⅱ级钢筋性能要求，从成分、生产工艺、性能等方面进行了全面系统的试验研究。根据试验研究结果，对 16Mn 钢的成分进一步调整，确定了成分（质量分数）范围：C0.17% ~ 0.25%，Si0.40% ~ 0.80%，Mn1.20% ~ 1.60%，P、S 不大于 0.050%。并按钢种命名原则正式定名为 20MnSi。该钢种在以后的标准修订中正式纳入了 GB 1499—79，并一直沿用至今。

5.2.2　钢筋新钢种系列的研制

钢筋新钢种系列的研制，开始于 20 世纪 60 年代后期，集中反映在从 60 年末至 70 年代期间的微合金化低合金钢筋系列的开发上。

从 20 世纪 60 年代开始，针对钢筋用钢的特点和要求，除原有 Mn－Si 系列产品外；研制了 Si－V、Si－Ti、Si－Nb、Mn－Si－V、Mn－Si－Nb 等 5 个钢种系列近 20 个品种。在这些钢种中，除硅、锰元素以外，适量添加了钒、钛、铌等元素，在保持相当的钢筋强度级别下，与 Mn－Si 系列钢种相比，减少了钢中碳或硅锰含量，从而改善了钢筋性能；或在相同条件下提高了钢筋的强度级别。在各系列的钢种中，均包括了从Ⅱ级、Ⅲ级（Ⅱ级半）到Ⅳ级强度级别的新钢种。此外，含碳量 $w(C)$ 平均值为 0.65% 的几个低合金钢种，其屈服点达到 735 MPa，相当于冷拉Ⅳ级钢筋的强度水平；所研制的 48Si2Mn、40Si2Mn 等钢种，经热处理后屈服强度达到 1 325 MPa，作为专用的预应力钢筋纳入了 YB 2005—1978 标准，及以后研制的 45Si2Cr 钢都纳入了 GB 4463—1984 标准。这些钢种中，根据其成熟程度，有的在以后逐步纳入标准，有的虽未转产纳标，但所进行的研究开发工作为进一步发展低合金钢筋打下了良好基础。这一时期研制开发的钢种系列和牌号见表 6.6-5。

表 6.6-5　钢种系列和钢号一览表

钢种系列	钢号	最小屈服强度/MPa	纳标情况
Si－V	15SiV 20SiV 35Si2V 40Si2V 65Si2V	335 390 490 590 735	GB 1499—79，后淘汰 YB 171—69
Si－Ti	16SiTi 35Si2Ti 45Si2Ti 65Si2Ti	335 490 590 735	GB 1499—79，后淘汰 YB 171—69
Si－Nb	16SiNb 25SiNb	335 390	
Mn－Si－V	15MnSiV 25MnSiV 35MnSiV 45MnSiV 65MnSiV	335 390 490 590 735	GB 1499—79，后淘汰 YB 171—69
Mn－Si－Nb	15MnSiNb 20MnSiNb 20MnNb（b）	335 390 335	GB/T 1499—1984

5.2.3　标准中钢筋牌号的演变

低合金钢筋系列的开发，为钢筋标准修（制）定时适时调整增加新的钢筋牌号提供了基础。表 6.6-6 列出了从重 111—55 标准至 GB 1449—1998 标准近 40 年来钢筋牌号的演变情况。

表 6.6-6　钢筋纳标牌号的演变

标 准 号	钢筋强度级别						
	Ⅰ	Ⅱ	Ⅱ ~ Ⅲ	Ⅲ	Ⅲ ~ Ⅳ	Ⅳ	Ⅴ
重 111—1955			A5				
YB171—1963	A3		A5 18MnSi	25MnSi 18MnSi			
YB171—1965	A3		A5	25MnSi 18MnSi			
YB171—1969	A3	16Mn		25MnSi		44Mn2Si 45Si2Ti 40Si2V 45MnSiV	热处理 44Mn2Si 45MnSiV
GB 1499—1979	A3	20MnSi	A5	25MnSi	35Si2MnV 35SiMnV 35Si2MnTi	40Si2MnV 45Si2MnTi 45SiMnV	



续表 6.6-6

标准号	钢筋强度级别						
	Ⅰ	Ⅱ	Ⅱ～Ⅲ	Ⅲ	Ⅲ～Ⅳ	Ⅳ	Ⅴ
GB 1499—1984	A3	20MnSi 20MnNb（b）		25MnSi		40Si2MnV 45Si2MnTi 45SiMnV	
GB 1499—1991		20MnSi 20MnNb（b）		20MnSiV		40Si2MnV 45Si2MnTi 45SiMnV	
GB 13013—1991	R235						
GB 13014—1991				K20MnSi			
GB 4463—1984							热处理 40Si2Mn 48Si2Mn 45Si2Cr
GB 1449—1998		HRB335		HRB400		HRB500	

此外，专门用做预应力钢筋的热处理钢筋，最早以44Mn2Si和45MnSiV（热处理）列入YB171—1969。经过不断改进和调整，于1978年研制成功40Si2Mn和48Si2Mn钢种，直径分别为6.0 mm和8.2 mm，并于同年将热处理钢筋单独立标，制定了YB2005—1978《预应力混凝土用热处理钢筋》标准。1984年该标准修订为国标GB4463—1984，又纳入了直径为10 mm的45Si2Cr热处理钢筋。

5.3 钢筋外形的改进

我国Ⅱ～Ⅳ级钢筋从20世纪50年代开始一直采用螺纹外形，直至GB 1499—1984标准修订之前。20多年来的生产和使用实践证明，由于螺纹外形存在螺纹过密、纵肋与横肋相交等不合理的因素，给生产和使用带来了许多问题。例如，钢筋轧制时轧件不易脱槽，容易引起工艺事故而影响机时产量；加工费时，轧辊消耗高；过密的横肋不仅消耗较多基本不起强度作用的金属，因而造成钢筋强度偏低，冷弯、反弯和疲劳性能差等。因此螺纹外形已不适应生产和使用性能的要求。

国外钢筋外形型式繁多，有螺纹形、以V形为基本形状的波浪形及菱格形、竹节形等。就其横肋肋高而言，有等高肋和月牙形肋。就纵肋与横肋的关系有纵肋与横肋相交和不相交的区别。当横肋形状为月牙肋时（即横肋高度由中间向两侧逐渐降低至零），纵肋和横肋不相交。原有钢筋螺纹外形属于纵、横肋相交外形。由于月牙外形比螺纹外形有许多优点，因此法国、德国、比利时、澳大利亚、欧洲共同体国家及日本等，目前大量采用此种外形。

我国改进钢筋外形工作从1977年开始，选择了多种外形及不同尺寸参数进行了对比试验研究。合理外形选择的原则是既要保证钢筋与混凝土之间具有足够的黏结性能，满足使用要求，又要考虑钢筋性能有所改善，同时便于轧辊的加工和钢筋轧制的方便。经过试验，最后选择了迄今已纳入GB1499—1984及以后的标准中的月牙纹新外形。该外形目前已在Ⅰ、Ⅱ级钢筋中普遍采用，螺纹外形已基本淘汰，取得了很好的技术经济效果。

经对改进后的月牙形钢筋与螺纹钢筋性能试验对比，钢筋原材的屈服点和抗拉强度提高3%～5%，解决了部分生产厂由此而造成部分产品强度不合格的问题；钢筋的冷弯和反弯性能改善，按标准中的冷弯要求及按英标BS4449反弯要求试验，合格率基本达到100%；对直径为12 mm及25 mm钢筋原材进行疲劳对比试验，疲劳强度可提高10%～20%。

5.4 钢筋品种和性能的新进展

我国钢筋与国外主要工业化国家同期水平相比，有较大差距。主要表现如下。

1）强度偏低 国外主要生产和使用屈服强度为400～600 MPa的钢筋，而我国还是以Ⅱ级钢筋强度为主，400 MPa的Ⅲ级钢筋刚刚进入实用阶段。

2）预应力钢材的品种少，质量也不够稳定。

3）钢筋的生产工艺国外也有很大发展 例如采用微合金化的冶炼工艺、轧制中的余热处理工艺等，我国尚未在钢筋的生产中普遍采用。

4）在钢筋新品种投入生产的同时，国外一般均同时和钢筋标准及相应的设计使用规程、规范相匹配，形成生产和使用的配套技术。

针对上述差距，结合我国资源、生产工艺状况和使用要求，经过从“六五”到“九五”期间多年来对钢筋类产品系统的科技攻关，研制了若干个钢筋新品种。

5.4.1 HRB400（400 MPa级）可焊接钢筋

该钢筋的屈服强度为400 MPa，是针对我国目前大量使用的Ⅱ级钢筋强度偏低，Ⅲ级钢筋的性能较差的现状而研制的。主要用于钢筋混凝土结构，与Ⅱ级钢筋相比不但可提高钢筋强度设计值，从而节约钢材，而且可提高某些结构的安全储备，满足各种不同使用功能的要求。

钢筋的牌号和化学成分采用以20MnSi钢种为基础，并适量添加钒或钛等微量元素而形成微合金化钢种，或以20MnSi钢种为基础，经轧制采用余热处理工艺以提高强度和其他性能。此外控制一定的碳含量和碳当量，以利于钢筋焊接。

钢筋的主要技术要求和性能指标如下。

1）钢筋的化学成分 要求碳含量（质量分数）不超过0.25%，碳当量 $C_{eq}=C+Mn/6$，不超过0.52%，从而保证钢筋的焊接性与Ⅱ级钢筋相当。

2）钢筋的力学性能 要求屈服点 σ_s 不低于400 MPa，且其上限不高于530 MPa，抗拉强度 σ_b 不低于570 MPa；其强屈比 $\sigma_b/\sigma_s \geq 1.25$，伸长率不小于14%。

3）钢筋的冷弯和反弯性能 除冷弯按我国Ⅱ级钢筋要求实施外，增加了反弯性能的要求。

从“六五”科技攻关开始，经过近20年的努力，已基本解决了该钢筋生产以及在结构设计和使用中的技术问题，



已纳入新的钢筋标准并相应地制定了应用技术规程。目前，HRB400钢筋已经在国内获得广泛应用。

5.4.2 高强度精轧螺旋钢筋

高强度精轧螺旋钢筋是在钢筋全长轧有螺纹、不带纵肋的大直径、高强度、高轧制精度的直条钢筋。它作为预应力钢筋，配以专门的螺帽或连接器（均加工有与钢筋螺纹相匹配的阴螺纹），可以使钢筋端部方便地锚固和钢筋的连接，解决了预应力钢筋端部锚固复杂的困难，也解决了大直径高强度钢筋不易焊接的连接困难问题。锚固和连接性能可靠，施工方便。

钢筋的牌号有40Si2MnMoV、15Mn3SiB、40Si2MnV。屈服强度可达到735 MPa及930 MPa。目前已研制成功的钢筋直径有25 mm及32 mm两种。该钢筋的研制成功，解决了我国缺少大直径高强度预应力钢筋的问题，在大跨度大荷载的预应力结构中受到普遍欢迎，已在公路和铁路桥梁，工业楼板、高架梁、装配式多层框等大中型预应力结构中使用。

5.4.3 预应力热处理钢筋

继1978年研制成功直径为6 mm、8.2 mm的40Si2Mn、48Si2Mn热处理钢筋后，1984年研究成功10 mm的45Si2Cr热处理钢筋，增加了品种，扩大了规格，提高了工艺水平，满足了高速度大运量铁路预应力轨枕的需要，同时也用于大跨度大荷载的其他构件。

近年来，国内又试制了一种冷轧带肋钢筋。它以低碳或低合金盘条为原料，经过冷轧或冷拔加冷轧的冷加工工艺，使钢筋表面带肋，从而提高了钢筋与混凝土的黏结力，有利于结构性能的改善。

此外，还有一种冷轧扭钢筋，一般以低碳钢盘条为原料，经轧成扁形或方形断面，然后进行扭转，形成钢筋轴向为麻花状的钢筋。其主要作用是以适当的冷加工来提高其强度；扭转成麻花状以提高与混凝土的黏结力。

5.5 我国现行标准的钢筋质量水平

从1989年开始，结合国外同类产品的标准，着手对钢筋混凝土用钢筋标准GB 1499—1984进行全面修订。修订的标准已于1991年批准并颁布实施，1998年对GB 1499—1991《钢筋混凝土用热轧带肋钢筋》再次修订。新修订标准的主要特点有：

5.5.1 标准体系的变化

原标准虽然其名称作过多次变动，但其内容主要体现为钢筋混凝土结构用热轧钢筋，参照国际标准和国外先进标准体系，修订后的钢筋标准分为4个标准，即：

GB 1499—1998《钢筋混凝土用热轧带肋钢筋》，该标准列入了热轧HRB335、HRB400、HRB500带肋钢筋；

GB 13013—1991《钢筋混凝土用热轧光圆钢筋》该标准列入了热轧Ⅰ级光圆钢筋；

GB 13014—1991《钢筋混凝土用余热轧处理钢筋》，该标准目前仅列入了热处理钢筋；

GB 4463—1984《预应力混凝土用热处理钢筋》，该标准列入了热处理钢筋。

将热轧光圆Ⅰ级钢筋由GB 1499标准中分列出来，不仅是因为钢筋外形不一样，还由于光圆Ⅰ级钢筋采用牌号为Q235，考虑到用做钢筋的该牌号技术条件应与GB/T 700—1988《碳素结构钢》相协调，在轧制规格和性能要求等方面与Ⅱ～Ⅳ级钢筋有所区别。ISO建议草案也将光圆钢筋和带肋钢筋分开，这符合发展的趋势。

GB 1499—1998是参照国际标准ISO 6935—2：1991，对GB 1499—1991进行的修订。新的钢筋标准中取消了原来钢筋牌号的化学成分范围，只规定与钢筋各牌号相应的钢的主要化学元素及碳当量最大值；并取消了原Ⅳ级钢筋，增加了HRB500钢筋，使我国热轧钢筋的强度系列基本与国际一致。GB 1499—1998颁布实施，实现了我国热轧钢筋的标准与国际标准的真正接轨。

余热处理钢筋无论从生产工艺、产品性能和作用要求等均与热轧钢筋有区别，其技术要求很难与热轧钢筋一起用同一标准来表达。标准分开后，有利于生产和使用管理。该标准的建立，也为今后发展余热处理钢筋的其他强度级别和其他钢种纳入标准提供了条件。

5.5.2 钢筋牌号的调整

按照钢筋强度级别定义钢筋牌号，取消了过去按钢种命名钢筋牌号的方法，与国际上相一致。热轧钢筋的牌号统一为4个，即R235、HRB335、HRB400、HRB500，分别对应屈服强度235 MPa、335 MPa、400 MPa、500 MPa。R235钢筋为光圆钢筋（过去的Ⅰ级钢筋），HRB335、HRB400、HRB500为热轧带肋钢筋。钢筋新牌号的纳标，大大方便了钢筋的生产与使用。

5.5.3 调整了钢筋的主要性能指标和技术要求

1）同一强度级别的钢筋，不分钢种，不分规格，采用同一屈服点（屈服强度），改变了过去有些钢筋按规格大小取用屈服点值，方便了使用。

2）调整了Ⅲ级钢筋强度指标，将原来Ⅲ级钢筋屈服点由370 MPa调整为400 MPa。

3）新增了HRB500钢筋的指标要求，取消了原Ⅳ级钢筋要求。

4）新增加了原标准中没有列入，而根据使用要求必须要满足的性能指标：规定了HRB335（Ⅱ级）、HRB400（Ⅲ级）钢筋的屈服强度上限的限制、钢筋强屈比σ_b/σ_s最小值的限制以及钢筋反弯性能要求等。

5.5.4 加严了钢筋的质量检验要求

1）采用以钢筋的公称截面积检验钢筋的强度。

2）纳入了钢筋按定尺寸长度交货的要求。

3）加严了钢筋允许弯曲度的规定，将原每米弯曲度不大于6 mm、总弯曲度不大于钢筋总长度0.6%的规定加严到每米不大于4 mm、总弯曲度不大于钢筋总长度的0.4%。

4）加严了有害元素磷、硫的含量：R235为$w(P)\leqslant 0.045\%$、$w_S\leqslant 0.050\%$；HRB335、HRB400、HRB500钢筋为$w(P)\leqslant 0.045\%$、$w_S\leqslant 0.045\%$。

例如，我国现行钢筋标准与国外主要工业发达国家的标准相比，在几个主要方面的对比结果为：

1）钢筋混凝土结构用热轧钢筋的强度等级达到了国外同类产品的相当等级。HRB400钢筋的研制成功和推广应用，有效地改变了我国钢筋强度偏低的状况，从而使我国混凝土结构用钢筋进入了一个新阶段。各国钢筋标准强度等级比较见表6.6-7。

表6.6-7 各国钢筋标准强度等级

标准号（国家）	强度等级（屈服强度）/MPa				
BS4449（英国）	250			460	
ASTMA615（美国） ASTMA615（美国）		300		400 415	
DIN488（德国）	220			420	500
JISG3112（日本）	235	295	340	390	
ГОСТ5781（前苏联）	235	295		390	
ISO/DIS6935/1 ISO/DIS6935/2	250			400	500
GB13013（中国） GB1499（中国）	235		335	400	500



2）在化学成分的要求上，与国外标准相一致，即不规定具体的钢筋牌号，而是满足性能要求下，规定了元素的控制含量，特别是碳含量和碳当量 C_{eq}，以及有害元素磷、硫的含量，以利于改善焊接性能和塑韧性，防止低温冷脆。

3）钢筋的基本性能，例如屈服强度、抗拉强度、伸长率的最小值，冷弯要求等，我国标准和国外同级别钢筋要求大致相当。而我国对屈服强度上限值、抗拉强度、强屈比、反弯性能的要求等尚严于一些国家的要求。例如，屈服强度上限值，日本、美国有此要求，其他国家则没有；强屈比，美国、英国有此要求，其他国家没有；反弯性能目前仅在法国及英国标准中有规定。

4）有关钢筋的质量检验项目、方法及验收规则等，标准中也逐步完善和加强，并与国外的标准也大致相当。

由上对比可以看出，我国现行标准水平已达到或接近当前国际同类产品的先进水平。问题是如何进一步根据我国资源、工艺装备和生产技术实际情况，在钢筋产品的实物质量水平上进一步提高，使之不但保证能达到标准所要求的，而且能在此基础上大大提高一步。

6 我国低合金钢筋的性能和应用

我国低合金钢筋曾研制和生产了 20 多种牌号。经过长期的生产和应用实践，将其中比较成熟的品种和牌号先后纳入了相应的钢筋标准。表 6.6-8 所列出的我国现行钢筋标准及牌号基本上包括了目前使用的钢筋（钢丝）的品种。

表 6.6-8 钢筋标准及钢筋品种一览表

钢筋标准及编号	名称或强度级别	钢种或牌号	主要生产厂
钢筋混凝土用热轧光圆钢筋（GB 13013—1991）	R235	Q235	全国各有关厂
钢筋混凝土用热轧带肋钢筋（GB 1499—1998）	HRB335	20MnSi	全国各有关厂
	HRB400	20MnSiV(N) 20MnTi 20MnSiNb	承德钢厂、首钢、马钢、莱芜钢厂、唐钢、邯钢等
	HRB500	20MnSiVN	首钢等
钢筋混凝土用余热处理钢筋（GB 13014—1991）	Ⅲ级	K20MnSi	上海浦东钢厂、莱钢等
预应力混凝土用热处理钢筋（GB 4463—1984）	调质钢筋	40Si2Mn 48Si2Mn 45Si2Cr	天津钢厂 天津钢厂 唐钢
预应力混凝土用钢丝（GB/T 5223—2002）		优质碳素结构钢	
预应力混凝土用钢绞线（GB/T 5224—1995）	钢绞线 低松弛钢绞线	优质碳素结构钢	
冷轧带肋钢筋（GB 13788—2000）	LL550 LL650 LL800	Q215 Q235 24MnTi	各地方有关厂
低合金（中强）预应力钢丝及盘条（报批稿）	DY800 DY1000 DY1200	21MnSiB 24MnTi 41MnSiV 70Ti	唐钢、首钢、鞍山钢铁公司

6.1 热轧钢筋

6.1.1 化学成分和基本性能

热轧钢筋按其强度分为 4 个级别，如表 6.6-9 所示。化学成分（熔炼分析）范围见表 6.6-10。基本力学性能和工艺性能包括屈服强度 σ_s、抗拉强度 σ_b、伸长率 δ_5、冷弯和反弯等，其要求如表 6.6-11 所示。

表 6.6-9 热轧钢筋强度级别及外形

钢筋牌号	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	钢筋外形
R235	235	370	光圆
HRB335	335	490	带肋
HRB400	400	570	带肋
HRB500	500	630	带肋

表 6.6-10 热轧钢筋牌号及化学成分（质量分数） %

标准	牌号	C	Si	Mn	P	S	C_{eq}
GB 13013—1991	R235	0.14～0.22	0.12～0.30	0.30～0.65	0.045	0.050	
GB 1499—1998	HRB335	0.25	0.80	1.60	0.045	0.045	0.52
	HRB400	0.25	0.80	1.60	0.045	0.045	0.54
	HRB500	0.25	0.80	1.60	0.045	0.045	0.55
GB 13014—1991	K20MnSi	0.17～0.25	0.40～0.80	1.20～1.60	0.045	0.045	

注：1. 根据需要，钢中可加入 V、Nb、Ti 等微合金化元素。
2. C_{eq} = C + Mn/6 + (Cr + V + Mo)/5 + (Cu + Ni)/15。
3. 钢中氮含量 w(N)应不大于 0.012%。钢中如有足够数量的氮结合元素，含氮量的限制可适当放宽。

表 6.6-11 热轧钢筋的力学和工艺性能

牌号	公称直径/mm	屈服强度 σ_s/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_5/%	冷弯试验
		≥			
R235	8～20	235	370	25	180°，$d = a$
HRB335	6～25 28～50	335	490	16	180°，$d = 3a$ 180°，$d = 4a$
HRB400	6～25 28～50	400	570	14	180°，$d = 4a$ 180°，$d = 5a$
HRB500	6～25 28～52	500	630	12	180°，$d = 6a$ 180°，$d = 7a$

注：d—弯心直径；a—钢筋直径。

6.1.2 设计与使用

1）钢筋强度标准值和设计值　钢筋强度标准值是衡量钢材强度的基本指标，是设计强度取值的基本依据，它应具备 95% 的保证率。对有屈服点的热轧钢筋，强度标准值取其钢筋标准中规定的最小屈服强度值。钢筋强度设计值是设计使用该钢筋时作为强度计算的设计指标，它是在考虑了影响钢筋强度诸因素后采用可靠度分析方法及工程校准方法而确定的。若以钢筋强度标准值为基础，钢筋强度设计值可表达为：强度设计值 = 强度标准值/材料分项系数（γ_s）。经分析所得的材料分项系数大致为：Ⅰ级钢筋 $\gamma_s \approx 1.15$；Ⅱ，Ⅲ，Ⅳ级钢筋 $\gamma_s \approx 1.10$；冷拉钢筋 $\gamma_s \approx 1.20$。各级钢筋强度标准值和设计值列于表 6.6-12。

表 6.6-12 钢筋强度标准值和设计值

钢筋级别	强度标准值/MPa	抗拉强度设计值/MPa	抗压强度设计值/MPa
R235	235	210	210

续表 6.6-12

钢筋级别	强度标准值 /MPa	抗拉强度设计值 /MPa	抗压强度设计值 /MPa
HRB335	335	300	300
HRB400	400	360	360
HRB500	500	—	—
冷拉Ⅱ	450	380	310
冷拉Ⅲ	530	440	360
冷拉Ⅳ	700	580	400

注：表中抗压强度设计值是按照不超过抗拉强度设计值及钢筋与混凝土协调应变等于0.02这两个原则确定的。冷拉钢筋的抗压强度设计值按未冷拉的热轧钢筋取值。

2）钢筋的冷拉　冷拉钢筋的强度和塑性是通过钢筋的冷拉控制应力和最大冷拉率来保证的，应符合表6.6-13的要求。冷拉钢筋的性能应满足表6.6-14的要求。

表 6.6-13　冷拉控制应力和最大冷拉率

钢筋级别	冷拉控制应力/MPa	最大冷拉率/%
Ⅱ	450	5.5
Ⅲ	530	5.0
Ⅳ	700	4.0

表 6.6-14　冷拉钢筋的力学性能

强度级别	直径 /mm	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 伸长率/%	冷弯试验	
		≥			弯曲角度	弯芯直径
冷拉Ⅱ	8~25	450	510	10	90°	$d=3a$
	28~40		490		90°	$d=4a$
冷拉Ⅲ	8~40	530	570	8	90°	$d=5a$
冷拉Ⅳ	10~28	700	835	6	90°	$d=5a$

注：d—弯心直径；a—钢筋直径。

3）钢筋的焊接　钢筋的连接，一般都通过焊接来解决。按连接件形式及不同的使用场合，钢筋有多种焊接方法。各种牌号钢筋由于其化学成分和碳当量不同，对各种焊接方法的适应性不同。根据对各牌号钢筋的焊接试验，并经工程实践检验，我国《钢筋焊接及验收规程》及其他有关规程对钢筋焊接方法与适用范围作了明确规定（见表6.6-15）。

表 6.6-15　钢筋焊接方法与适用范围

项次	焊接方法		适用范围	
			钢筋级别	直径/mm
1	电阻点焊		热轧Ⅰ、Ⅱ级	6~14
			冷拔低碳钢丝	3~15
2	闪光对焊		热轧Ⅰ~Ⅲ级	10~40
			余热处理Ⅲ级	10~25
3	电弧焊	邦条焊	热轧Ⅰ~Ⅲ级	10~40
			余热处理Ⅲ级	10~25
		搭接焊	热轧Ⅰ~Ⅲ级	10~40
			余热处理Ⅲ级	10~25
		熔槽邦条焊	热轧Ⅰ~Ⅲ级	20~40
			余热处理Ⅲ级	25
		坡口焊	热轧Ⅰ~Ⅲ级	18~40
			余热处理Ⅲ级	18~25
		钢筋与钢板搭接焊	热轧Ⅰ、Ⅱ级	8~40
4	电渣压力焊		热轧Ⅰ~Ⅲ级	14~40
5	气压焊		热轧Ⅰ~Ⅲ级	14~40
6	预埋件埋弧压力焊		热轧Ⅰ、Ⅱ级	6~32

注：1. 表中未列出窄间焊缝及预埋件电弧焊两种焊接方法。
2. 表中各焊接方法的接头型式参见《钢筋焊接及验收规程》。

由表可知，HRB335（Ⅱ级）钢筋碳当量相当于HRB400（Ⅲ级）钢筋，能适应各种焊接方法。HRB500钢筋目前在我国还没有进入实用阶段，表中没有列入。余热处理Ⅲ级钢筋尽管工艺焊接性较好，但由于焊接高温影响，使接头热影响区向热轧状态回复，从而削弱钢筋表面强化层的作用，造成不同程度的接头强度降低，目前仅在常用的闪光对焊及部分电弧焊方法中采用。为了弥补余热处理钢筋接头的强度降低，一方面对焊接工艺参数进行合理调整，同时适当提高钢筋母材的强度。

钢筋的连接除采用焊接方法外，近几年又开发了钢筋挤压连接方法。所谓挤压连接是将两根待接钢筋插入预先加工好的钢套筒内，用压接设备向钢套管施加径向压力并使之产生塑性变形，使套筒内壁与钢筋表面紧密结合为整体的一种连接方法。这种接头的传力除了钢筋表面与套筒内壁相互间的摩擦力外，主要依靠钢筋表面横肋嵌入钢套管壁内的机械咬合力，因而该方法只适用于带肋钢筋。与焊接相比，挤压连接具有工艺简单，接头性能可靠，工效高，施工不受环境和气候影响等优点。它特别适用于难焊接或不可焊钢筋的连接，是很有发展前途的钢筋连接方法。

4）应用范围　HRB335、HRB400钢筋普遍用于各类钢筋混凝土建筑物及土木工程领域，是钢筋中用量最大使用面最广的品种。为了确保建筑物的质量和安全，减少钢筋用量，钢筋的高强度化是必然趋势。用Ⅱ级钢筋替代Ⅰ级钢筋，可减少钢材用量30%~40%，用Ⅲ级钢筋替代Ⅱ级钢筋，节省钢筋15%左右，若从Ⅲ级升级到Ⅳ级（500 MPa），可再节省钢材16%。目前我国建筑钢筋用量最大的是Ⅱ级钢筋，约占80%。采用微合金化技术生产的新Ⅲ级钢筋，在获得高强度的同时保持了与Ⅱ级钢筋相当的韧塑性、焊接性，具有优良的综合性能，随着我国建筑业的发展，HRB400钢筋今后将作为钢筋混凝土结构主要受力钢筋的发展方向。

6.2　余热处理Ⅲ级钢筋

余热处理Ⅲ级钢筋目前纳入标准是K20MnSi。该钢筋是按照热轧Ⅲ级钢筋的性能要求和使用范围为目标生产的，一般可按Ⅲ级钢筋使用。但由于其生产工艺特点，产品性能和使用上与热轧Ⅲ级钢筋有所区别。主要差别如下。

1）钢筋的化学成分和热轧20MnSi钢筋相同，但要求必须保证碳、硅、锰元素的下限，以控制钢筋的热强化幅度，有利于保证钢筋的塑性和焊接性能。

2）钢筋强度设计值与热轧Ⅲ级钢筋的取值一致。考虑到经焊接后接头强度的可能降低，在钢筋标准中将屈服强度和抗拉强度比热轧钢筋分别提高40 MPa和30 MPa，以取得焊接接头具有与同级热轧钢筋相同的强度和保证率。

3）对钢筋的焊接方法适用范围和适用焊接的钢筋直径进行限制（见表6.6-15），待今后积累了试验和使用经验后逐步放宽。

4）由于尚无充分的使用经验，暂限制在疲劳构件中使用。



6.3 预应力混凝土用热处理钢筋

6.3.1 品种规格

热处理钢筋的牌号有 40Si2Mn、48Si2Mn 及 45Si2Cr，直径分别 6.0 mm、8.2 mm 和 10 mm 3 种。钢筋表面均有横肋，其中直径 6.0 mm 和 8.2 mm 钢筋不设纵肋，8.2 mm 和 10 mm 钢筋可有纵肋。

6.3.2 化学成分

热处理钢筋要求强度和韧性良好匹配，化学成分是保证性能的首要条件。钢筋的化学成分应符合表 6.6-16 的规定。

表 6.6-16 热处理钢筋的化学成分（质量分数）

%

钢号	C	Si	Mn	Cr	P，S 分别
40Si2Mn	0.36 ~ 0.45	1.40 ~ 1.90	0.80 ~ 1.20	—	≤0.045
48Si2Mn	0.44 ~ 0.53	1.40 ~ 1.90	0.80 ~ 1.20	—	≤0.045
45Si2Cr	0.41 ~ 0.51	1.55 ~ 1.95	0.40 ~ 0.70	0.30 ~ 0.60	≤0.045

6.3.3 力学性能

钢筋不分直径和牌号，其屈服强度不小于 1 325 MPa、抗拉强度不小于 1 470 MPa，伸长率（δ_{10}）不小于 6%。钢筋的应力松弛率在 $0.7\sigma_b$ 初始应力下，经过 10 h 和 1 000 h 后分别不大于 1.5% 和 3.5%。

6.3.4 设计与使用

1）热处理钢筋无明显屈服点，其强度标准值采用国家钢筋标准规定的抗拉强度值 1 470 MPa。抗拉强度设计值取 1 000 MPa(材料分项系数 $\gamma_s \approx 1.5$),抗压强度设计值取 400 MPa。

2）热处理钢筋主要做预应力钢筋使用。钢筋张拉时，张拉控制应力当采用先张法时，取 0.7 倍钢筋强度标准值；当为后张法时，取 0.65 倍钢筋强度标准值，钢筋应当松弛损失值取 5% 张拉控制应力值。

3）钢筋以 1.7 ~ 2.0 m 的大盘卷供应，使用时放开盘卷，钢筋自然伸直，根据需要长度任意切割，不得采用焊接。当必须搭接时，搭接长度小于 350 mm，在搭接长度范围内用 18 ~ 20 号铁丝密缠。

4）热处理钢筋作为预应力混凝土轨枕专用钢大量用于铁道轨枕。由于其较高的强度和良好的塑性，也用于民建及其他结构中，例如预应力屋架、大跨度工业楼板等。

6.4 预应力混凝土用钢丝、钢绞线

6.4.1 品种规格

预应力钢丝品种有冷拔钢丝、矫直回火钢丝、刻痕钢丝及低松弛钢丝。钢绞线有普通松弛（Ⅰ级）钢绞线及低松弛（Ⅱ级）钢绞线。

钢丝直径有 3 mm、4 mm 和 5 mm；钢绞线公称直径有 9 mm（用 7 根 $\phi3.0$ 冷拉钢丝捻成，亦称 $7\phi3$），12 mm（$7\phi4$）和 15 mm（$7\phi5$）。

6.4.2 牌号及化学成分

预应力钢丝一般用 70 ~ 80 号优质碳素结构钢盘条拔制，其化学成分见表 6.6-17。“七五”期间，曾研究开发 80Si 高碳低合金钢生产低松弛预应力钢丝，它在工艺上只采用常规消除应力回火，无需经过稳定化处理。该产品目前尚在进一步开发中，尚未转产纳标。

表 6.6-17 钢丝用优质碳素钢化学成分（质量分数）

%

钢	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni
				≤			
70	0.67 ~ 0.75	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.040	0.040	0.25	0.25
75	0.72 ~ 0.80	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.040	0.040	0.25	0.25
80	0.77 ~ 0.85	0.17 ~ 0.37	0.50 ~ 0.80	0.040	0.040	0.25	0.25

6.4.3 力学性能

钢丝的力学性能应符合表 6.6-18 的规定。

表 6.6-18 钢丝的力学性能

品种	规格 /mm	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_{100} /%	反复弯曲 次数	反复弯曲 弯曲半径 /mm	1 000 h 应力损失 ≤ Ⅰ级	1 000 h 应力损失 ≤ Ⅱ级
		≥			≥			
冷拉钢丝	3.0	1 470 1 570	1 100 1 180	2 2	4 4	7.5 7.5		
	4.0	1 670	1 255	3	4	10		
	5.0	1 470 1 570 1 670	1 100 1 180 1 255	3 3 3	5 5 5	15 15 15		
矫直回火钢丝	3.0	1 470 1 570	1 255 1 330	4	3	7.5	8%	2.5%
	4.0	1 670	1 410	4	3	10		
	5.0	1 470 1 570 1 670	1 255 1 330 1 410	4	4	15		
刻痕钢丝	5.0	1 180 1 470	1 000 1 255	4	4	15	8%	2.5%

钢绞线的力学性能应符合表 6.6-19 的规定。

表 6.6-19 钢绞线的力学性能

公称直径 /mm	强度级别 /MPa	破断负荷 /kN	屈服负荷 /kN	伸长率 /%	1 000 h 松弛值 /% ≤ Ⅰ级	1 000 h 松弛值 /% ≤ Ⅱ级
		≥				
9.0	1 670 1 770	83.10 88.00	70.66 74.77	3.5	8.0	2.5
12.0	1 570 1 670	138.96 147.59	118.09 125.44	3.5	8.0	2.5
15.0	1 470 1 570	203.74 217.36	173.17 184.73	3.5	8.0	2.5

6.4.4 设计与使用

1）钢丝或钢绞线的强度标准值取其产品标准中的抗拉强度值，并且按照材料分项系数 $\gamma_s \approx 1.50$ 来确定其强度设计值。

2）预应力钢丝及钢绞线的应力松弛损失值可由所采用的张拉控制应力 σ_{con} 按公式 $\psi\left(0.36\frac{\sigma_{con}}{f_{ptk}}-0.18\right)\sigma_{con}$ 来确定。式中，f_{ptk} 为强度标准值；系数 ψ 值，当采用一次张拉时取 1.0，当采用超张拉时取 0.9；σ_{con} 值，当采用先张法时取 $0.75f_{ptk}$，当采用后张法时取 $0.70f_{ptk}$。

3）使用时，钢丝可单根布置，也可制成钢丝束使用。钢绞线可单根使用，也可将数根钢绞线合成一束使用。钢丝或钢绞线一般均应配有质量可靠的锚具配合使用。

4）钢丝、钢绞线主要用于预应力轨枕、公铁路桥梁、预应力混凝土高压电杆、压力水管及大型、高层预应力房屋结构等。近年来，在原使用冷拉Ⅱ ~ Ⅳ级钢筋的预应力构件，例如屋架、吊车梁等方面也在积极推广应用。



6.5 低合金（中强）钢丝和冷拔低碳钢丝

6.5.1 牌号及化学成分

低合金（中强）钢丝的牌号化学成分列于表6.6-20中。

表6.6-20 低合金（中强）钢丝用盘条牌号及化学成分（质量分数） %

钢丝级别	钢号	C	Mn	Si	V或Ti	S	P
DY800	21MnSi（B）	0.17～0.25	1.20～1.65	0.40～0.80	—	0.045	0.045
	24MnTi	0.19～0.27	1.20～1.60	0.17～0.37	0.01～0.05	0.045	0.045
DY1000	41MnSiV	0.37～0.45	1.00～1.40	0.60～1.10	0.05～0.12	0.045	0.045
DY1200	70Ti	0.66～0.70	0.60～1.00	0.17～0.37	0.01～0.05	0.045	0.045

冷拔低碳钢丝一般采用Q235盘条，其成分要求与热轧Ⅰ级钢筋相同（见表6.6-10）。

6.5.2 强度级别及其力学性能

低合金（中强）钢丝按抗拉强度分为800 MPa、1 000 MPa和1 200 MPa 3个强度级别。

冷拔低碳钢丝按抗拉强度分为550 MPa、600 MPa和650 MPa 3个强度级别，各级钢丝的力学性能见表6.6-21。

表6.6-21 钢丝的力学性能

品种	强度级别	公称直径/mm	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ_{100}/%	均匀伸长率/%	反复弯曲 弯曲半径/mm	反复弯曲 次数
			≥				
低合金（中强）钢丝	DY800	5.0	800	4	—	15	4
	DY1000	7.0	1 000	3.5	—	20	4
	DY1200	5.0，7.0	1 200	3.5	—	20	4
冷拔低碳钢丝	甲级	4.0	700	2.5	—	—	4
		5.0	650	3	—	—	4
	乙级	3～5	550	2	—	—	4

6.5.3 设计与使用

1）钢丝的强度标准值取其标准中的抗拉强度值　强度设计值按材料分项系数 $\gamma_s \approx 1.5$ 而定。但对乙级冷拔低碳钢丝，由于材质较差，强度分散，根据使用条件分别取 $\gamma_s \approx 1.7$ 及 $\gamma_s \approx 2.2$。各项强度指标列于表6.6-22。

表6.6-22 钢丝强度标准值和设计值

品种	强度级别	公称直径/mm	强度标准值/MPa	强度设计值/MPa 抗拉	强度设计值/MPa 抗压
低合金（中强）钢丝	DY800	5.0	800	530	400
	DY1000	7.0	1 000	650	
	DY1200	5.0，7.0	1 200	800	
冷拔低碳钢丝	甲级	4.0	700	460	400
		5.0	650	430	
	乙级	3.0～5.0	550	320	320
				250	250

2）做预应力钢筋使用时，张拉控制应力 σ_{con}，当采用先张法时 $\sigma_{con}=0.70f_{ptk}$，当采用后张法时 $\sigma_{con}=6.5f_{ptk}$，f_{ptk} 为钢丝的强度标准值。钢丝的应力松弛损失取 $0.085\sigma_{con}$。

3）应用范围　冷拔低碳钢丝曾广泛用于中小预应力构件及钢丝网，特别是大量用于民用建筑的预制楼板中。其中甲级钢丝作为预应力钢筋使用，乙级钢丝只限用做非预应力焊接或绑扎骨架及网片。冷拔低碳钢丝的应用，曾对推进中小预应力构件的发展，节约钢材起过重要作用。但由于强度较低、塑性差，已不能适应使用要求。低合金（中强）钢丝是替代冷拔低碳钢丝的很好材料，它可以覆盖冷拔低碳钢丝的应用范围。其中强度级别高的品种还可扩大使用范围，例如预应力电杆、混凝土压力管及跨度较大的楼板等，它可以比冷拔低碳钢丝省钢15%左右，具有广泛应用前景。

6.6 冷轧带肋钢筋

冷轧带肋钢筋采用低碳钢或低合金钢盘条，经冷轧而成。当采用与冷拔钢丝相同的原料，冷轧后可获得与冷拔钢丝相当的强度，而塑性有所改善。还由于钢筋表面带肋，可大大改善结构的使用性能。

6.6.1 品种规格

钢筋的直径范围为5.0～10.0 mm，强度等级按抗拉强度分为550，650，800 MPa 3种。钢筋表面轧有三面或二面横肋，成品盘卷供应，经调直后按所需长度切断使用。

6.6.2 牌号及化学成分

制造钢筋的盘条，其牌号及化学成分见表6.6-23。

表6.6-23 冷轧钢筋用盘条牌号及化学成分（质量分数） %

强度级别	钢号	C	Si	Mn	Ti	P	S
LL550	Q215	0.09～0.15	≤0.30	0.25～0.55	—	≤0.045	≤0.05
LL650	Q235	0.14～0.27	≤0.30	0.30～0.65	—	≤0.045	≤0.055
LL800	24MnTi	0.19～0.27	0.17～0.37	1.20～1.60	0.01～0.05	≤0.045	≤0.045

6.6.3 力学性能

钢筋的力学性能见表6.6-24。

表6.6-24 钢筋的力学性能

强度级别	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率≥/% δ_{10}	伸长率≥/% δ_5	冷弯180°	应力松弛 $\sigma_{con}=0.7\sigma_b$ /%≥ 1 000 h	应力松弛 10 h
	≥						
LL550	500	550	8	—	$D=3d$	—	—
LL650	520	650	—	4	$D=4d$	8	5
LL800	640	800	—	4	$D=5d$	8	5

注：D = 弯心直径；
d = 钢筋直径。

6.6.4 设计与使用

冷轧带肋钢筋按不同强度级别可分别用于中小预应力或非预应力混凝土构件。其中LL550级可作普通钢筋用于混凝土板类构件，它与通常采用的Ⅰ级钢筋相比，可节约钢材30%～40%，并且由于钢筋表面带肋，可使结构在使用阶段的裂缝宽度减小。LL650和LL800级钢筋主要做预应力钢筋使用，它可代替同级别冷拔钢丝使用，其效果优于光面冷拔钢丝。

冷轧钢筋是新开发产品，已经纳入国家标准，有关部门正在制定冷轧钢筋的设计使用规程，可望今后将会有较大的推广价值。



7 国内外实物质量的对比

钢筋的质量主要包括化学成分、力学性能及工艺性能，尺寸公差及表面质量。

7.1 钢筋的化学成分与碳当量

表6.6-25列出了从几个国家进口的钢筋与国内几个钢厂生产的钢筋的数据统计。从表中可以看到，罗马尼亚的钢筋相当于我国20MnSi的成分，而日本、韩国、巴西钢筋的碳含量均值都高于我国20MnSi钢筋0.021%～0.177%，日本、韩国达到我国Ⅲ级25MnSi的中、下限，特别是巴西钢筋的碳含量达到了我国Ⅳ级钢筋40Si2MnV的下限值，硫、磷含量除罗马尼亚以外，日本、韩国、巴西都高于我国。碳当量值巴西的比我国的高0.161%，罗马尼亚因碳含量低所以碳当量不高，日本、韩国则因锰含量低，虽然碳含量高，其碳当量值也比我国钢筋低0.015%～0.045。

表6.6-25 国内外钢筋化学成分（质量分数） %

产地	规格/mm	C	Mn	Si	S	P	C+Mn/6
日本东京制铁	32	0.255 0.23～0.27	0.998 0.78～1.16		0.036 0.027～0.045	0.036 0.029～0.040	0.421 0.36～0.46
日本（兰纳厂）	12	0.23	0.605	0.186	0.039	0.040	
罗马尼亚	14～22	0.184 0.17～1.21	1.287 1.26～1.4	0.320 0.26～0.43	0.026 0.019～0.033	0.024 0.020～0.034	0.398 0.38～0.44
韩国	16	0.236 0.19～0.27	0.926 0.03～0.97	0.204 0.18～0.24	0.035 3 0.028～0.046	0.031 2 0.025～0.036	0.039 0.33～0.43
巴西	20	0.376 0.35～0.40	1.327 1.24～1.41	0.182 0.12～0.23	0.033 0.021～0.041	0.039 0.025～0.050	0.597 0.55～0.65
上海浦东钢厂	20	0.199 0.18～0.23	1.427 1.30～1.60	0.514 0.410～0.70	0.023 0.008～0.032	0.030 0.017～0.040	0.436 0.39～0.50
唐山钢铁公司	14	0.20	1.45	0.48	0.025	0.026	
鞍山钢铁公司	25	0.20	1.404	0.557	0.033	0.019	
首都钢铁公司	12	0.209 0.18～0.24	1.376 1.25～1.52	0.55 0.43～0.69			

7.2 力学性能及工艺性能

从几个国家进口的钢材统计数据看，罗马尼亚钢筋的抗拉强度虽然达到了我国标准Ⅱ级钢筋的水平，但屈服点却低于我国标准Ⅱ级钢筋的规定。日本东京制铁和韩国产的钢筋抗拉强度达到了我国标准Ⅱ级钢筋水平，但屈服点只达到我国Ⅱ级钢筋标准，而韩国产钢筋的屈服点最小值还低于我国Ⅱ级钢筋，也就是不能全部达到我国Ⅱ级钢筋标准。因此可以认为，从日本、韩国进口的钢筋是我国的Ⅱ级钢筋水平；巴西的钢筋虽然屈服点的均值达到了我国Ⅳ级钢筋的水平但屈服点的最小值和抗拉强度都只达到我国Ⅲ级钢筋标准指标，因此是我国Ⅲ级钢筋的水平。国内鞍山钢铁公司、上海浦东钢铁厂、唐山钢铁公司、首都钢铁公司生产的钢筋的力学性能都达到Ⅲ级钢筋标准。

从表6.6-26中反映出延伸和冷弯性能无论国内的和国外的都较好，延伸除罗马尼亚的以外，巴西的较低，总的水平，国内的高于国外的。

表6.6-26 国内外钢筋的力学性能

产地	规格/mm	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	冷弯 $d=3a$ 100°	反弯 $d=3a$ 正45°反23°	生产工艺
日本东京制铁	32	412 380～440	633 590～650	23.5 22～27	合格		
日本（兰纳厂）	12	383.41	560.04	23.16			
罗马尼亚	25	325 320～440	566 525～685	31.0 27～38	合格		



续表 6.6-26

产　地	规格/mm	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	冷弯 $d=3a$ 100°	反弯 $d=3a$ 正 45°反 23°	生产工艺
韩国	16	377 325 ~ 407	583 553 ~ 615	21.3 18.8 ~ 24	合格		
巴西	20	547 517 ~ 572	798 757 ~ 841	19.3 16 ~ 22	合格	合格	
上海浦东钢厂	20	475 425 ~ 510	640 595 ~ 685	24.8	合格	合格	轧后余热处理
唐山钢铁公司	14	407	591	26	合格		轧后余热处理
鞍山钢铁公司	25	392.17	563.53	27.94	合格		热轧
首都钢铁公司	12	513.106 470 ~ 675	678.851 620 ~ 770	27.264 18 ~ 29	合格		热轧

7.3　化学成分和力学、工艺性能数据分析

从表 6.6-25、6.6-26 可以看出以下几点。

1）国外这几个厂都用增加碳含量、降低锰、硅含量的方法，来达到提高力学性能的目的。碳含量高于我国钢筋约一个级别的钢种的含量，而强度则和我国钢筋同一级别。提高碳含量对焊接是不利的。

2）我国的产品大多数硫、磷含量较低。

3）我国钢筋强韧性好，不但强度高，且延伸性也好。

4）我国上海浦东钢铁厂，唐山钢铁公司，用Ⅱ级 20-MnSi 钢采用轧后余热处理工艺，达到了Ⅲ级钢筋的强度水平和Ⅱ级钢筋的好塑性，取得了良好的综合性能，充分体现了轧制工艺的先进性。

7.4　尺寸公差和表面质量

钢筋横截面大小的控制，英国、美国、日本等都以公称重量允许偏差来控制，我国则和原苏联一样，以横截面尺寸允许偏差来进行控制，并且其允许偏差值也相近。

直条钢筋长度允许偏差，前苏联标准较高精度允许为 + 35 mm，而前苏联标准的普通精度及日本、英国标准允许为 + 40 ~ 75 mm，我国标准允许为 + 50 mm，所以长度允许偏差我国控制的水平与上述这几个国家是相近的。

钢筋表面质量，大多数国家的标准都没有对缺陷进行具体规定，例如日本、美国、英国标准只规定不得有对力学性能可能产生不利影响的有害缺陷存在。我国的标准则与前苏联标准一样，规定钢筋表面不得有裂纹、结疤和折叠。表面缺陷的产生来源于两个方面，一方面是由钢锭或钢坯本身带来的，例如结疤、夹渣、皮下气泡等，另一方面是轧制过程产生的，例如刮伤、鳞层、折叠等。无论是锭、坯带来的，或轧制造成的，都是由于操作不当产生的。由于我国生产钢筋的厂遍布全国，特别是目前发展了大量乡镇企业，工艺和装备都较落后，锭、坯断面小，压缩比也小，表面缺陷比较多，特别是小发纹较多，大规格钢筋就更突出些。因此在标准中订入不允许的具体缺陷也是有必要的。

由于大多数轧钢厂冷却、剪切能力不够，剪切时钢筋温度尚高，造成钢筋头部压扁和头部弯曲较严重。这样造成钢筋对焊时不易对正，增加了焊接时的操作难度。

标记和包装与国外钢筋相比差距较大，标牌较小，容易锈蚀，字迹不清，也容易脱落。标准规定钢筋表面要轧上标记，有些厂因设备和技术水平较低到目前还未做到。包装质量差是一大问题，由于大多数厂采用人工或简单易损坏的打捆机进行打捆，捆扎松散，极易散捆，严重影响了包装质量。近年来已引起了重视，如安阳钢铁厂等已引进了比较先进的打捆机，提高了包装质量。

总的来看，我国钢筋的实物质量在化学成分的控制，力学、工艺性能的水平都与国外水平相当，有的还优于国外钢筋，但表面质量特别是外观的标志、包装质量差距较大，这也是我国生产上长期忽略的问题。今后，应加强在后步工序上的技术改造，使钢筋的实物质量，从内在到外表都能达到世界先进水平。

编写：杨才福（钢铁研究总院）



第 7 章　低合金钢轨钢

1　概述

钢轨钢是铁路的基本材料，目前各国铁路所用的钢轨钢大部分为碳素钢和中锰钢。随着铁路运输向重载和高速发展，在一些重载线路和服役条件比较艰苦的线路上，热轧的普通碳素钢和中锰钢轨已经不能满足使用要求。提高钢轨的重量、刚度和线路的稳定性，降低钢轨中的残余变形的积累，是延长钢轨使用寿命的有效措施。但是，最根本的措施是提高钢轨的综合性能，改善钢轨的内在质量。为此，许多国家已部分或全部改用高强度钢轨，钢轨生产开始采用复合强化，即合金化、变形强化和热处理强化三位一体的生产工艺。钢轨是高速重载钢材产品的典型代表，由于使用安全的特殊要求，对钢轨的品质要求非常严格，特别是高速铁路钢轨，其制造工艺技术代表了长型材生产的最高水平。其先进的制造工艺及装备为高精度成分控制冶炼和精炼、真空处理、带电磁搅拌和轻压下的方坯连铸、步进式加热炉加热、万能轧机轧制、复合矫直、激光平直度检测、涡流表面检查、超声波探伤和长尺化生产。随着断裂力学研究的深入和电镜技术的广泛应用，人们对钢轨钢的成分，性能与组织之间的关系有了更深刻的认识。20 世纪末，世界各国的科学家和工程师一致认为珠光体钢轨钢仍具有最好的金相组织，但其强度和硬度已达到或接近其理论值，进一步提高的余地很小。进入 21 世纪后，铁路技术的进一步发展需要开发新型钢轨钢，有人建议应研究马氏体或贝氏体钢轨钢，以获得比珠光体钢更好的断裂韧性、耐磨性和抗疲劳性能。

1.1　钢轨分类及其特性

钢轨按其规格和重量的不同，可以分为重轨和轻轨，重轨是一种非对称的工字形断面钢材，通常以每米长的重量表示其规格，38 kg/m 和大于 38 kg/m 者统称为重轨。重轨主要用于铁路。按金相组织的不同钢轨钢又分为珠光体钢、贝氏体钢和马氏体钢 3 类。

按照钢种的不同，钢轨钢可分为碳素钢轨钢、合金钢轨钢和热处理钢轨钢。碳素钢轨钢生产成本最低，其金相组织是较为粗大的珠光体组织，强度和韧性并不理想，主要以 C、Mn 来提高强度、改善韧性。合金钢轨钢则是在碳素钢轨钢的基础上添加 Cr、Mo、V、Ti 等合金元素来提高强度，改善韧性，其组织为细化的珠光体组织，综合力学性能比碳素钢轨钢好，但焊接性能不如碳素钢轨钢，且生产成本高。北美和前苏联的合金轨多为 Cr-Mo 轨或 Cr-V 轨。在我国 GB 2585—81 的标准中，共有 6 个低合金钢，另外两个未纳标。热处理钢轨钢主要是通过加热和控制冷却获得细微珠光体组织，从而获得高强度和高韧性，到目前为止世界各国普遍认为这是综合性能最好的钢轨钢，但其热处理设备投资较大，生产成本较高。

按钢轨的力学性能（主要是强度指标），还可将钢轨分为 3 类：第一类普通轨，指抗拉强度不小于 800 MPa 的钢轨；第二类高强轨，指抗拉强度不小于 900 MPa 的钢轨；第三类为耐磨轨，指抗拉强度不小于 1 100 MPa 的钢轨。

此外，按照用途不同，钢轨可以分为 3 类：供矿山铁路用的轻轨；供客货运铁路用的重轨和供工厂吊车用的吊车轨。

1.2　国内外现状及发展趋势和展望

20 世纪中期，人们通过大量研究钢轨在线路上发生的伤损，发现无论是掉块、剥离、磨耗，还是裂纹及亚表面变形等典型钢轨伤损，都与金属塑性变形有关。欲克服钢轨在车轮作用下产生塑性变形，各国学者认为最有效的办法是提高钢轨钢的屈服强度。随着人们对珠光体钢组织、成分、性能之间关系研究的深入，发现在碳素钢基础上加入适量合金元素，可有效减小珠光体团尺寸、珠光体片间距和渗碳体片厚度，从而提高钢轨钢屈服强度和抗张强度。20 世纪 70 年代开始，世界各国研制各种高强度钢轨，70 年代初开发研制了轧态合金钢轨，其硬度可达到 300HV；70 年代后期，人们又采用离线热处理方法生产高强度、高硬度钢轨钢，其硬度可达到 390HV；80 年代后期，为了节约能源，又研制了在线热处理钢轨，其硬度可达到 390HV。通过开发热处理轨，使钢轨在轨头深度方向上硬度提高和抗疲劳性改善，使曲线上钢轨寿命延长。世界各国开发的珠光体合金钢轨钢主要有 3 种类型：Cr-Nb-V 合金钢轨钢、Cr-V 合金钢轨钢、Cr-Mo 合金钢轨钢。目前，低合金高强度钢轨钢的抗拉强度已可达到 1 000～1 200 MPa，在此基础上各国已开始向研制抗拉强度 1 400 MPa 以上，屈服强度 1 000 MPa 以上，表面硬度为 450HB 的超高强度耐磨钢轨发展。

随着铁路现代化技术的进步，特别是为提高运输效率而采取大轴重、高速化后，对钢轨钢的抗磨耗性和抗疲劳性提出了更严格的要求，世界各国研制了各种超高强度钢轨钢。对于重载铁路用轨的研究，主要集中在如何改善钢轨抗磨耗性方面，英国钢铁公司认为珠光体钢已达到了它的使用极限，提出了采用过共析钢轨钢的建议和实验研究。为了满足铁路部门的更高要求，英国罗瑟拉姆（Rotherham）公司和沃金顿钢厂，近年来开发了贝氏体钢和马氏体钢轨钢。几种钢轨的性能比较见表 6.7-1。此外，日本近些年来也在开发贝氏体钢轨钢（其性能见表 6.7-2）。贝氏体钢和马氏体钢轨钢在断裂韧性，耐磨性和疲劳性能及冲击性能都比珠光体钢明显提高，尤其是低温冲击性能更优异。

表 6.7-1　珠光体钢、贝氏钢及马氏体钢的性能比较

钢种	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HB	K_{IC} /MPa·$m^{1/2}$	磨耗/g 轨	磨耗/g 轮	接触疲劳强度/MPa
在线热处理后的珠光体钢	1 250	850	10	370	30/35	25	80	275
马氏体	1 350	950	13	395	70/90	35	65	300
贝氏体	1 350	800	15	395	50/60	6	3	450

表 6.7-2　日本开发的贝氏体钢轨的典型的力学性能

钢种	抗拉强度 /MPa	拉伸 /%	断裂韧度 K_{IC}/MPa·$m^{1/2}$	吸收能 U 切口，夏比实验（20℃）/J	疲劳强度 /MPa	磨损（2h）/g
研制出的贝氏体轨	1 420	15.5	98	39	870	0.77
优质珠光体轨	1 300	13.5	43	20	750	0.76



随着冶金工业技术的进步，钢轨钢的生产技术也在不断进步，采用转炉顶底复吹冶炼技术、炉外精炼技术、大方坯连铸技术、高精度万能轧制技术和先进的在线热处理及在线检测技术等，使钢轨的质量水平进一步提高，能够满足国民经济发展的需要。

2　合金元素在钢轨钢中的作用

在碳素钢轨钢中添加合金元素可以改善钢的使用性能和工艺性能，使合金钢轨钢得到碳素钢轨钢所不具备的许多优良或特殊的性能。之所以具备这些优异性能，主要是由于合金元素与铁、碳以及合金元素之间的相互作用，从而改变了钢的内部组织结构，在钢轨钢中一般最常用的合金元素有C、Mn、Si等，此外，为了进一步提高钢轨钢的强度，还加入一些其他合金元素，主要是Cr、Mo、V、Nb及稀土。

碳是钢中最便宜、最重要的合金元素，最早的钢轨钢中碳含量（质量分数）仅为0.3%～0.4%。随着耐磨性要求的提高，钢轨的碳含量不断提高。现在普碳钢轨的碳含量已达0.8%。关于碳含量对钢轨钢的抗拉强度及显微组织的影响见图6.7-1。

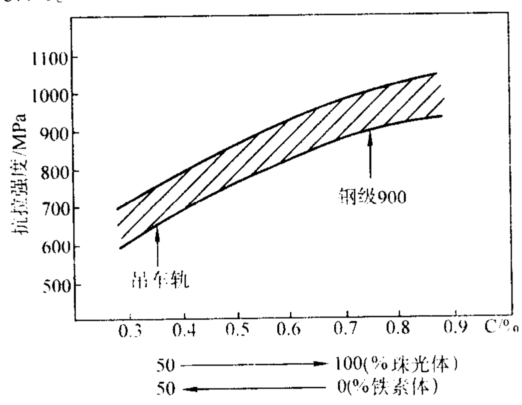


图6.7-1　碳含量对显微组织和抗拉强度的影响

众所周知，钢的抗拉强度和硬度随碳含量的增加而提高，但塑性下降，脆化倾向显著增强。前苏联的切里舍夫教授通过研究指出：对于共析钢的断裂韧度，当碳含量大于0.85%时，就会出现 K_{IC} 值降低的趋势。对于碳含量为0.88%时的过共析钢，其抗裂纹稳定性与未经强化合金化的热轧钢相差不多，表6.7-3为共析钢的成分及断裂韧度。

表6.7-3　共析钢成分（质量分数）与断裂韧度

试样	C	Mn	Si	$\sigma_b/\sigma_{0.2}$	HB	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
1	0.84	0.91	0.26	1 360/940	370	1 750
2	0.88	0.96	0.22	1 390/1 060	390	1 500

一般碳含量在0.6%～0.8%的碳素钢的光学显微组织均为珠光体及少量铁素体。珠光体一般有两种形态：一种是铁素体与渗碳体均呈片层状相间分布的片状珠光体，它一般是从奥氏体直接冷却后获得的；另一种是渗碳体呈球状分布在铁素体基体上的球状珠光体。研究结果表明：在具有片层状珠光体组织中，渗碳体片层具有一定的范性形变能力，并且随着片层间距的减小，变形能力增加。对具有细珠光体片层的钢，在拉伸时渗碳体片可能发生滑移、弯曲现象、其断裂机制与两相组织相同。对具有粗珠光体片层的钢，其塑性变形能力下降，断裂过程遵循脆性断裂机制。因此，欲使珠光体钢既具有高的强度，又具有良好的韧性，应设法减小其渗碳体片层厚度、珠光体片间距和珠光体团尺寸。研究指出，钢中加入合金元素之后，其珠光体转变温度下降，从而使其所形成的珠光体具有较小的片层间距引起屈服强度增加。合金元素Si、Mn、Cr和Mo都是通过对片层间距的影响而对$\sigma_{0.2}$发生作用，合金元素与珠光体片间距关系如图6.7-2所示。

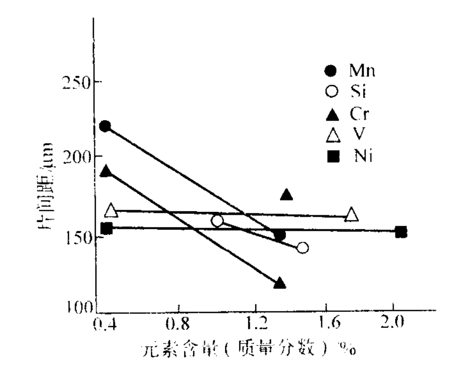


图6.7-2　合金元素含量与珠光体片层间距的关系

除碳外，碳素钢轨钢中还添加了质量分数高达1.0%～1.6%的Mn。Mn的主要作用是固溶强化，它也是弱碳化物形成元素，可进入渗碳体取代一部分铁原子；Mn由于降低了钢的临界转变温度和共析点的碳含量，从而细化了珠光体，间接起到了提高珠光体钢强度的作用；Mn扩大了铁碳相图中的γ区并强烈地增加了钢的淬透性。在碳含量一定时，增加钢中的Mn含量可显著地减小珠光体片间距。但是，应该注意的是，C、Mn元素应该控制在一定范围，日本国铁在研究了高速铁路运行的基础上，提出了3种900 MPa级钢轨的成分，见表6.7-4。为了改进中锰碳钢的韧性，克服其因游离FeC析出而造成的韧性降低，而对C、Mn的含量加以限制，即：

C + Mn/15≤0.05%；

C + Mn/4≤1.21%；

同时满足上述两式的有：w（C）=0.84%，w（Mn）=1.67%。

表6.7-4　900 MPa级钢轨的成分（质量分数）%

钢种	C	Mn	Si	Al加入量
中锰A	0.60～0.75	1.0～1.30	0.15～0.35	0.10～0.20
中锰B	0.60～0.75	1.30～1.60	0.15～0.35	0.20
中锰C	0.70～0.80	1.40～1.60	0.20～0.23	0.23

低合金钢轨钢中的合金元素主要有Cr、Mo、V和Nb等，添加Cr和Mo的主要作用是：推迟珠光体转变、细化珠光体，从而在提高钢的强度和耐磨性的同时提高钢的淬透性。V在低合金钢轨钢中的主要作用是：细化钢的组织和晶粒，提高晶粒粗化温度和钢的强度与韧性，每含质量分数为0.1%的钒可使钢的屈服强度提高60 MPa；Nb的作用与V相似，主要是细化晶粒和产生沉淀硬化作用，从而提高钢的强度，尤其是屈服强度。加Nb对改善碳素钢轨钢的焊接性也有好处，其特点是使焊缝区的硬度比较均匀。实验表明，往碳素钢轨钢中加入质量分数为0.05%的Nb，可以明显提高钢的冲击韧性和疲劳强度极限，见图6.7-3。

N增加钢的脆性敏感性，可通过加入Al、V、Ti、Nb等能与N形成稳定氮化物的元素来降低游离N的含量，从而降低钢的脆性转变温度。对于高碳钢，由于钒在钢中能起到细化晶粒和弥散强化的作用，可通过控制轧制来控制游离N的含量。

对于采用热处理工艺的钢轨钢，其各种合金元素的作用是有一定限度的。在碳素钢轨钢中，以质量分数计：Mn含量的上限为1.7%，Cr含量的上限为1.4%，Ni含量的上限为2%，V含量的上限为0.7%，Mo含量的上限为0.1%。

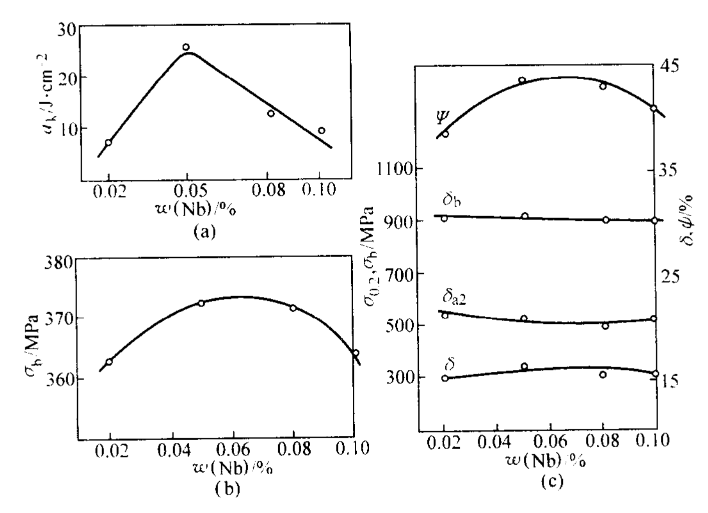


图 6.7-3 Nb 对钢轨钢性能的影响

3 钢轨钢的生产工艺特点

3.1 钢轨的生产

钢轨一般的生产工艺流程是：

平炉（转炉）冶炼→模铸（大方坯连铸）→初轧开坯→加热→轧制→热锯→缓冷→立、卧矫直→铣头→钻孔→淬火→探伤→检查入库。

随着冶金技术的进步，世界先进的钢轨的生产工艺发生重大变化，从冶炼到成品检验的各道工序都采用了新技术和新工艺，使钢轨钢的内部质量和外在质量均有较大的提高。

传统的钢轨钢冶炼方法是平炉冶炼，现在各国都已不再采用。一般采用转炉冶炼。采用铁水预处理、顶底复吹转炉冶炼、复合脱氧剂使用、炉外精炼和大方坯连铸，不仅使钢液的温度和成分均匀，而且显著改善了钢的偏析并降低了钢中的夹杂物含量，同时使钢中的氢含量 w_H 降到 2×10^{-6} 以下，改善了钢的内部质量，有效的抑制了钢轨钢中白点的产生，并为余热淬火工艺创造了必要的条件。

在世界各国的先进钢轨轧制方面，取消连续式加热炉，采用步进式加热炉，该类炉子装备一套现代化的微机控制操作系统，能够准确控制钢坯的加热温度和炉内气氛，有助于加强对重轨断面尺寸、脱碳和钢的微观组织控制。在开坯机和精轧机前增加了高压水除鳞，有效的改善了钢轨的表面质量。采用高精度万能轧机轧制重轨，更好地压缩重轨的踏面和底面，使钢坯残余的树枝状组织尽可能细化，而防止裂纹萌生，阻止裂纹扩展。万能轧制是通过四个轧辊在两个轧制方向进行加工，因此重轨尺寸控制精确。热轧钢轨在进入冷床前的轨道上采用自动控制，使之缓慢接触挡板，以防止钢轨弯头。在精整工序，采用复合矫直和液压自动补矫，其最大特点在于工艺参数均可量化控制。例如法国的萨西洛尔公司为了改善重轨的矫直质量，采用液压拉伸机矫直，与辊式矫直机相比，残余应力减少约 90%，这样可提高重轨的疲劳强度约 40% 左右，并且达到理想的重轨平直度，同时还可以提高抗压溃性和抗剥离性能。在检查工序，除了超声波内部探伤和涡流表面探伤外，平直度在线检测、断面尺寸在线检测已是质量保证的必要手段。

3.2 钢轨的焊接

为了使车辆运行平稳、噪声小，现在各国普遍发展无缝线路。我国科研人员通过多年的实验研究，积累了丰富的基础数据，为我国在干线铁路上推广无缝线路创造了条件。现在我国铁路的主要干线京广、津浦、京山、沈大等已全部实现无缝化，我国钢轨的焊接工艺水平已达到国际同类水平。

目前，钢轨的焊接普遍采用以下几种方法：接触焊、铝热焊和气压焊。

3.2.1 接触焊

首先是让两支钢轨在不接触条件下，对被焊接钢轨施加大电流，通过电场的作用，在两支钢轨两个被焊接端面之间产生放电作用，用以清除存在于两个断面上各种有害于焊接的夹杂物和不平，然后让两个被焊断面在一定压力下接触，通过电流的集肤和涡流作用，在距钢轨端头一定距离处钢轨全断面被加热到接近熔化温度后，在一定压力下让两个端头互相熔合，然后用刀具清除溢出其断面的金属。这种接触工艺是目前最成熟、最可靠的钢轨焊接工艺，在全世界已获广泛应用。

3.2.2 铝热焊

铝热焊是一种古老的焊接方法，大约在 1930 年美国最先开始采用铝热焊焊接铁路钢轨，很快铝热焊接法就被英、德、日等国家广泛采用。铝热焊方法简单，非常适合野外作业，生产效率高，一般焊一个接头约需 10 min。

铝热焊的基本原理如下：

铝热焊实际上是采用铝热法炼钢，其主要反应为

$$3FeO + 2Al = 3Fe + Al_2O_3$$

$$3Fe_3O_4 + 8Al = 9Fe + Al_2O_3$$

$$Fe_2O_3 + 2Al = 2Fe + Al_2O_3$$

反应的主要产物是纯铁，经调整成分后变成钢，即 $3Fe + C = Fe_3C$

铝热焊钢轨的组织可以分为 4 部分：焊缝、过热区、正火区、钢轨母材。焊缝基本上是铸造组织，柱状晶；过热区的晶粒粗大；正火区的晶粒细小，如果铝热焊工艺控制不好，在钢水从高温向凝固转变过程中就会产生缩孔和疏松。

3.2.3 气压焊

气压焊是把钢轨固定在夹具上，用火焰加热其被焊的两支轨端头，在其温度达到金属熔化状态时，用外力将两个轨端面挤压在一起，使之熔合。焊接操作过程为：将钢轨放置在压接机上，紧固钢轨，装上加热器和挡火板。对焊缝处均匀摆动加热，当焊缝处钢轨温度达到 1 200 ~ 1 300℃时，开始加压至 38 ~ 40 MPa，进行顶锻，在顶锻量达到 30 mm 时立即停火。在焊缝温度自然冷却到 450℃以下时进行正火处理。

4 钢轨的热处理

提高钢轨钢强度和综合性能的途径有两条：合金化和热处理。近些年来的研究和使用结果表明，热处理强化具有明显的优点。其主要包括：①热处理强化除节省合金化费用外，还由于热处理使组织大大细化，显著提高钢轨的塑、韧



性。而合金化，无论是固溶强化还是析出强化都使塑、韧性降低；②热处理轨的焊接性能明显优于合金轨，这对于现代焊接无缝线路尤其重要；③热处理强化可使轨头强化、轨腰轨底韧性化，符合钢轨使用要求。对于合金轨，整体强化，不利于矫直。因此钢轨热处理技术受到各国钢轨生产厂家重视。前苏联是使用热处理轨最多的国家，热处理轨占钢轨总产量的55%，所有重型钢轨（P65、P75）全部热处理出厂，美国和日本也提出用热处理强化来提高钢轨的强度和耐磨性，使用合金钢轨较多的西欧国家，也逐渐重视钢轨热处理工艺的发展。

众所周知，在珠光体钢轨中组织为细珠光体的钢轨具有更高的强度、耐磨性、韧性和抗疲劳性能的最佳配合。热处理强化就是通过加速冷却来获得细珠光体组织的一种强化方法。加速冷却可降低珠光体转变温度，使珠光体团大小和片层间距都减小，强度和塑性显著提高。

4.1 钢轨的热处理工艺

世界各国热处理钢轨的生产工艺与性能见表6.7-5。

表6.7-5 世界各国热处理钢轨钢的生产工艺与性能

国别	厂家	钢种	热处理工艺特征	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_s/%	ψ/%
俄罗斯	亚速钢厂	M74	电感应加热，水雾冷却	1 170	≥780	≥10	≥25
	下塔吉尔	M74	煤气加热，油冷却	1 170	≥825	≥9	≥36
	捷尔任斯基	M74	煤气加热，盐浴冷却	1 300	≥825		37
美国	格里尔	共析钢	电感应加热，压缩空气冷却	≥1 200	≥800	10	40
	伯利恒	共析钢	煤气加热，油冷却	≥1 200	≥800		45
澳大利亚	BHP	共析钢	电感应加热，压缩空气冷却	≥1 200	≥800	10	
日本	钢管	共析钢	煤气加热，压缩空气冷却	≥1 200	≥825	12	33
	新日铁	共析钢	电感应加热，压缩空气冷却	≥1 200	≥825	12	33
	新日铁	共析钢	轧后余热，压缩空气淬火	≥1 200	≥825	11	
英国	沃金顿	共析钢	轧后余热（水雾）淬火	≥1 200	≥800	≥10	
法国	洛林	共析钢	轧后余热（水雾）淬火	≥1 200	≥800	≥10	
卢森堡	罗丹日	共析钢	轧后余热（间断水）淬火	≥1 200	≥800	≥10	

低合金钢轨钢的热处理工艺按其原理可分为3大类。

4.1.1 淬火加回火工艺（QT-Quenching Tempering工艺）

把钢轨加热到奥氏体化温度，然后喷吹冷却介质，让钢轨表面层急速冷却到马氏体相变温度以下，然后进行回火。经热处理后，在钢轨轨头表层得到回火马氏体、内层为贝氏体和珠光体。这种热处理钢轨弯曲度大，需要对其进行补充矫直，在淬火的轨头断面上有时出现因贝氏体而引起的硬度塌落。这种淬火加回火工艺按加热方法又可分为以下两种：

1）感应加热轨头淬火工艺　通过电感应加热，使钢轨加热到 AC_3 以上50℃，然后空冷到750℃，喷吹压缩空气，使钢轨冷却到500℃左右，进行自热回火。这种工艺生产稳定，对环境无污染，生产方式灵活，缺点是设备一次性投资大，能耗高。

2）整体加热整体淬火工艺　采用煤气对钢轨整体加热，然后在油中或温水中进行整体淬火，淬火后的钢轨要在450～500℃进行回火。这种工艺的特点是产量高，淬火硬度均匀，可提高全断面钢轨的强韧性。

4.1.2 欠速淬火工艺（SQ-Slack Quenching工艺）

它是把钢轨加热到奥氏体化温度后，用淬火介质缓慢冷却进行淬火，直接在钢轨表层得到细片层状珠光体，其力学性能、抗疲劳性能、耐磨耗性能均比QT工艺得到的回火马氏体要好。这种欠速淬火工艺按加热方法也可为3种。

1）感应加热欠速淬火工艺　先用工频电流对钢轨全断面进行预热，再用中频电流对轨头加热到奥氏体化温度，然后喷吹压缩空气淬火，淬火速度1.2 m/min。该工艺直接得到淬火索氏体，即细片状珠光体。

2）煤气加热欠速淬火工艺　采用煤气先将钢轨预热到450℃，然后快速加热到奥氏体化温度，喷吹压缩空气将钢轨直接淬火成淬火索氏体，即细微状珠光体。

3）利用轧制余热进行热处理的欠速淬火工艺　它是充分利用钢轨在轧制后有800～900℃的高温，直接以钢轨在专门的冷床上进行喷雾或压缩空气淬火。这是目前世界上最先进的热处理工艺，其最大的优点是降低成本、节能，但增加了生产技术管理难度，也存在淬火质量均匀性问题。

表6.7-6为不同热处理工艺重轨力学性能的比较，图6.7-4为QT和SQ两种热处理工艺的冷却曲线和CCT曲线，图6.7-5为利用这两种工艺所生产的钢轨和普通热轧钢的试验磨损曲线。

表6.7-6 不同热处理工艺重轨力学性能比较

钢种	拉伸试验①				硬度 HV		冲击试验②
	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	ψ /%	踏面	踏面下 5 mm	VE20 /J
SQ轨	838	1 281	16.8	37.8	366	362	33
QT轨	818	1 175	19.0	45.7	348	336	35
普通轨	503	893	14.5	18.7	242	238	20

① 圆棒试样（$D=\phi 6$ mm，$GL=21$ mm）。
② 试样为2 mm的U形缺口。

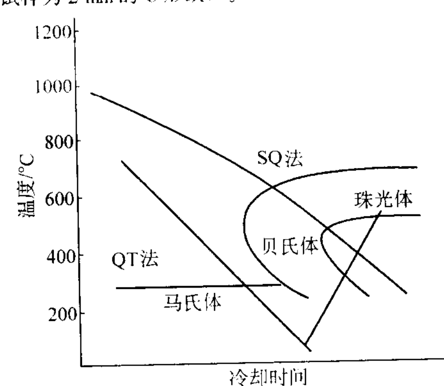


图6.7-4 钢轨QT和SQ淬火冷却曲线及CCT曲线示意图

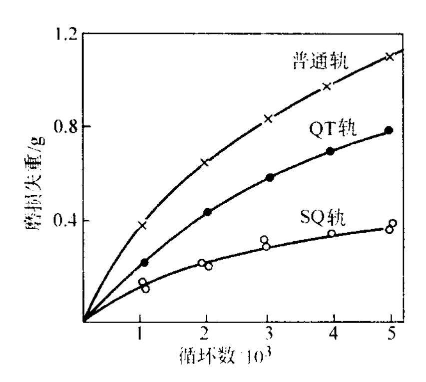


图 6.7-5 QT 轨、SQ 轨和普通热轧轨的磨损曲线比较

4.1.3 控制轧制 + 在线热处理工艺（形变热处理）

其主要工艺是：把钢轨加热到 960～1 100℃，降温到 850～960℃左右进行轧制，其终轧和预轧均是在万能轧机的孔型中进行，这种孔型给轨头大变形量，约 14%～16%。在轧后用水雾进行快速冷却到 550～600℃，然后在空气中进行最终冷却。其轨头的金相组织是比普通热处理还要细微的珠光体，这种形变热处理要求有高刚度的轧机，目前尚未被大量采用，但其技术指标相当先进，代表着钢轨热处理的发展方向。

钢轨钢的热处理还可按热处理方法分为离线热处理和在线全长淬火热处理两类。

1）离线热处理（重新加热和冷却工艺） 在使用轧制余热进行在线全长淬火工艺以前，世界各国均采用离线热处理工艺。上文所述的 QT 工艺和 SQ 工艺即属于这种热处理方式。通过离线热处理后的钢轨抗接触疲劳性能差、在使用过程中易发生疲劳掉块，此外这种钢轨还存在变形较大等问题。

2）在线热处理（在生产线上利用轧后余热） 在线热处理是自 20 世纪 80 年代以来发展起来的一种新工艺，它利用轧后余热通过控制冷却（水雾冷却、有机物溶液冷却、压缩空气冷却等）来获得所需要的组织。在线热处理工艺现已得到大力发展并有取代离线热处理的趋势，目前此工艺已在英钢联、法国钢铁集团、奥钢联等钢铁企业取得了成功经验。我国攀钢已进行了离线淬火轨的生产但产能有限，而在线全长余热淬火钢轨的生产国内尚属空白。目前我国仅包钢和北京科技大学进行了在线全长余热热处理的实验研究。

4.2 钢轨钢热处理工艺的选择

根据铁-碳相图，碳含量 w（C）在 0.6%～0.8%的碳素钢从高温轧制状态自然缓慢冷却，从而得到珠光体组织，但这种组织的珠光体粗大、强韧性差。众所周知，具有细微结构的珠光体比粗大珠光体具有更好的强韧性和耐接触疲劳性，因此细化珠光体微观结构是获得高强韧性钢轨钢的有效途径。尤其是对具有片层状珠光体的钢轨钢，通过热处理可以显著改善其组织的微观结构，获得优良的力学性能，延长钢轨寿命。

为得到高强韧性的细珠光体组织，所需热处理条件是：钢轨的内部和表面温度都必须一致达到 900℃以上，同时要以 3～10℃/s 的冷却速度进行冷却。热处理钢轨的质量，受冷却速度影响很大。许多实验研究表明，加热时的温度梯度是主要的影响因素。图 6.7-6 为钢轨加热温度、冷却速度与淬火层深度的关系。温度梯度越大，冷却速度就越大。充分利用这种热扩散特点进行冷却，可以让钢轨从表面到内部都能得到所需的冷却速度。无论是采用喷雾冷却，还是采用喷压缩空气冷却，都可以保证钢轨所需的冷却曲线。图 6.7-7 为加热温度梯度与冷却速度的关系，冷却速度与组织的关系。对碳素钢轨钢在从 900℃以上温度冷却时，在 800～550℃范围内，只要把冷却速度控制在 3～10℃/s 内，就可以得到珠光体；若冷却速度大于 15℃/s，得到马氏体组织；若冷却速度低于 3℃/s，则得到粒大珠光体组织。对于低合金钢钢轨的冷却速度一般应控制在不大于 5℃/s 的范围，否则会出现贝氏体组织。对 Si-Mn-Cr 系列钢轨钢宜采用 2～3℃/s 的冷却速度；对含 Nb、V、Ti 的钢轨钢，宜采用 3～4℃/s 的冷却速度可防止马氏体生成；对含 Mo 钢宜采用 1～2℃/s 的冷却速度；对含 Cu、Ni 的钢轨钢，宜采用 1～3℃/s 的冷却速度。

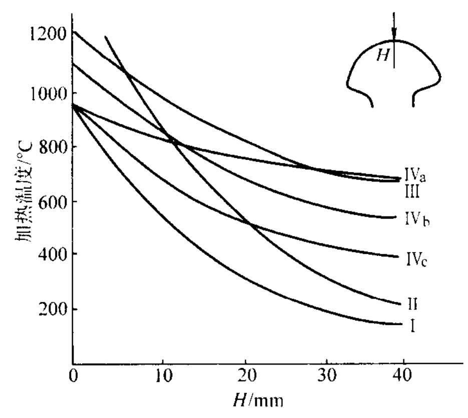


图 6.7-6 加热温度、冷却速度与淬火层深度的关系

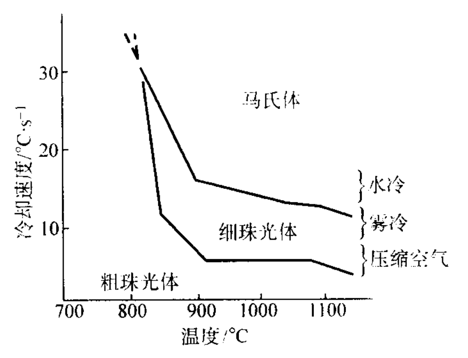


图 6.7-7 加热温度与冷却速度的关系

5 常用钢轨钢的化学成分、性能特点及用途

5.1 常用钢号及化学成分

合金元素可以改善钢的使用性能和工艺性能，钢轨合金化的优点是：整体强化、屈服比高、生产工艺简单。为提高钢轨的耐磨性，人们首先采用的方法是增加钢中的碳含量，现在在重轨钢中的碳含量已增加到接近共析钢的水平。为进一步提高钢轨的性能，现在普遍采用的是添加少量 Cr、Mo 和 V 的方法。从 20 世纪 70 年代起到 80 年代起各国开发研制的典型低合金钢轨钢有 Cr 轨钢、Cr-V 轨钢、Cr-Mo 轨钢、Cr-Mo-V 轨钢、高 Si 轨钢和微 Nb 合金轨钢，见表 6.7-7。

我国纳入标准正式生产的低合金钢轨有：U71Mn 中锰钢、U70MnSi 高硅钢、U71Cu 和 U71MnSiCu。未纳入标准的有 U74SiMnV 和 PD3 微 V 合金钢轨，分别见表 6.7-8 和表 6.7-9。U71Mn 中锰钢是我国钢轨生产的主要牌号，经多年线路运行考察证明，U71Mn 比普碳钢轨耐磨、耐压、耐疲劳。在大半径弯道和直线上使用，比普碳钢轨使用寿命提高 1 倍以上。

U70MnSi 高硅轨的强度高、综合性能好，在小半径弯道上的使用寿命可比普碳轨提高 2～3 倍，其平均布氏硬度为 300HB 左右。轨端不需要淬火，因此既不出现鞍形磨耗，也没有低接头病害，大大减轻了线路养护工作，减少了配件的消耗。但由于其化学成分范围较窄，难以控制，因而不再大

批量生产。U74SiMnV 钢轨属 1 080 MPa 强度特级耐磨轨，具有强韧性好和耐磨性能高的特点，在小半径曲线上铺路使用的结果表明，其耐磨性是中锰钢的 5.5 倍以上，耐磨性达到了国外 Cr-Mo、Cr-Mo-V 钢轨的水平。U71Cu 和 U71MnSiCu 含铜高硅高强度钢轨钢，除具有高硅钢轨钢的优点外，还有一定的抗大气腐蚀能力，适于在隧道和小半径弯道上使用。

表 6.7-7　各国合金钢轨钢的化学成分和性能

钢　号	化学成分（质量分数）/%									抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%
	C	Si	Mn	Cr	Mo	V	Nb	Ni	Cu		
Cr-Mo	0.78	0.21	0.84	0.74	0.18					128	9
Mn-Si	0.75	0.65	0.80							980	11
Cr	0.75	0.25	0.65	1.15						1 100	9
Cr	0.75	0.35	1.25	1.15						1 130	11
Cr-Si	0.70	0.75	1.05	1.00						1 140	12
Cr-V	0.75	1.00	1.05	1.00		0.20				1 200	8
Cr-Mo-V	0.65	0.30	0.80	1.00	0.10	0.10				1 145	12
Mn-Cr-V	0.70	0.20	1.65	0.30		0.10				1 035	12
Cr-Si-Nb	0.70	0.55	1.10	0.80			0.06			1 040	10
Si-Nb	0.74	0.80	1.30				0.03			1 070	10
Si-Cr	0.69	0.77	0.96	0.85						1 100	10
Cr-Mo	0.73	0.16	0.83	0.75	0.21					1 117	
Cr-Mo-V	0.75		0.60	0.60	0.29	0.10				1 250	
Cr-Ni-Cu-V	0.40	0.50	1.4	0.8				0.2	0.8	1 056	13
Cr-Mn-V	0.75	0.42	1.24	1.00		0.16				1 132	12

表 6.7-8　我国纳标低合金钢轨钢的化学成分与性能

钢　号	化学成分（质量分数）/%						抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%
	C	Si	Mn	P	S	Cu		
U71Cu	0.65～0.77	0.15～0.30	0.70～1.00	≤0.040	≤0.050	0.10～0.40	≥785	≥9
U71Mn	0.65～0.77	0.15～0.35	1.10～1.50	≤0.040	≤0.040		≥883	≥8
U90MnSi	0.65～0.75	0.85～1.15	0.85～1.15	≤0.040	≤0.040		≥883	≥8
U71MnSiCu	0.65～1.10	0.75～1.10	0.80～1.2	≤0.040	≤0.040	0.10～0.40	≥883	≥8

表 6.7-9　我国未纳标低合金钢轨钢的化学成分与性能

钢　号	化学成分（质量分数）/%						抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%
	C	Si	Mn	P	S	V		
U74SiMnV	0.68～0.82	0.90～1.50	1.10～1.50	≤0.040	≤0.040	0.06～0.12	≥1 080	≥8
PD3	0.72～0.82	0.65～0.90	0.75～1.05	≤0.040	≤0.040	0.05～0.12	≥980	≥8

5.2　低合金钢轨钢的性能要求

影响行车安全和钢轨使用寿命的主要损伤形式有：磨损（上股侧磨和下股压溃）、由于屈服强度不足引起的波浪磨耗、塑韧性低导致的脆断、剥落、掉块、轨头劈裂和焊缝裂纹等。

针对上述损伤形式及钢轨的工作条件和环境，各国铁路和冶金部门认为评价钢轨钢的使用性能主要从如下 3 个方面考虑：

1）车轮的抗磨耗能力；
2）在列车交变载荷下的抗疲劳性能；
3）在低应力作用下的抗断裂韧性。

5.2.1　耐磨性

钢轨与车轮接触，组成一对摩擦副。为了延长钢轨的使用寿命，钢轨必须具有足够的耐磨性。钢轨的耐磨性与钢的硬度密切相关。在同一显微组织范围内硬度是抗磨损的决定因素。钢轨的磨损与硬度及抗拉强度的关系如图 6.7-8 和图 6.7-9 所示。

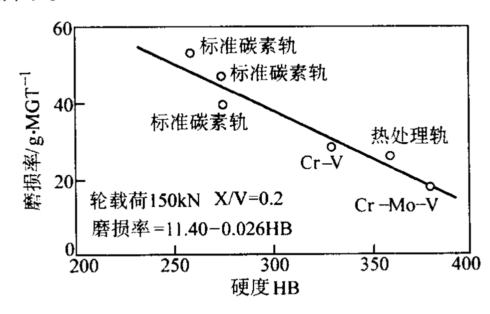


图 6.7-8　钢轨磨损与硬度的关系
X—横向载荷；V—垂直载荷

试验表明，耐磨性与钢轨钢的珠光体片层间距有很大关系。珠光体组织细、片层间距小，则耐磨性能高。

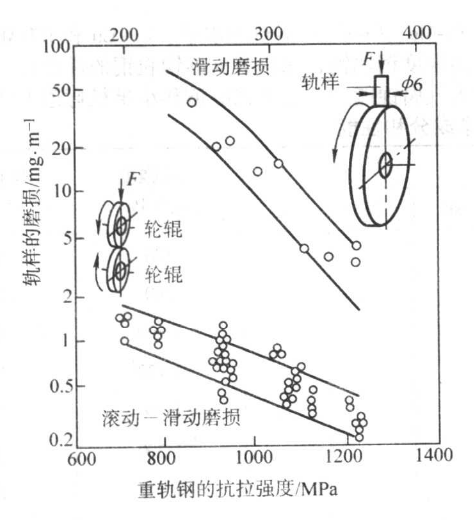


图 6.7-9 钢轨磨损与抗拉强度的关系

各种钢轨钢的抗磨耗性能示于图 6.7-10，从图中可以看出，采用 SQ 法获得的细珠光体最好，回火马氏体次之，贝氏体最差。表 6.7-10 为参与性能比较的钢轨钢的成分和性能。

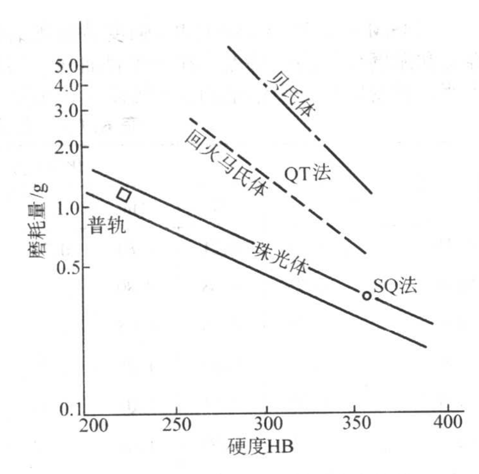


图 6.7-10 各种钢轨钢的抗磨耗性能

5.2.2 耐压溃性

为了防止钢轨被压溃变形，要求钢轨具有足够的抗压溃性能。钢轨的耐压溃性主要取决于钢轨的屈服强度 $\sigma_{0.2}$。随着珠光体片层间距的减小，屈服强度提高，耐压溃性也改善。图 6.7-11 表示屈服强度与珠光体片层间距的关系。

表 6.7-10 参与性能对比的钢轨钢的成分和性能

钢种	化学成分（质量分数）/%							σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	HV
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V					
碳素钢	0.65	0.20	0.89	0.019	0.009			482	904	14.5	19	254
高硅钢	0.70	0.88	1.31	0.023	0.01			593	1 030	12.0	19	305
Cr-V 钢	0.74	0.32	1.32	0.02	0.012	0.78	0.13	755	1 180	14.3	19.1	347
微细珠光体钢	0.80	0.23	0.97	0.016	0.028			852	1 265	14.3	39.7	385
回火马氏体钢	0.66	0.24	0.73	0.02	0.015			1 030	1 210	16.4	48.3	350

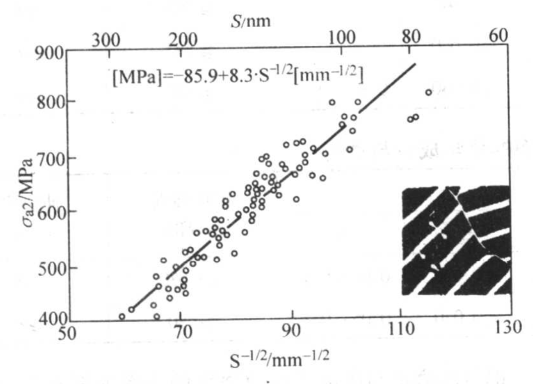


图 6.7-11 屈服强度与片层间距的关系

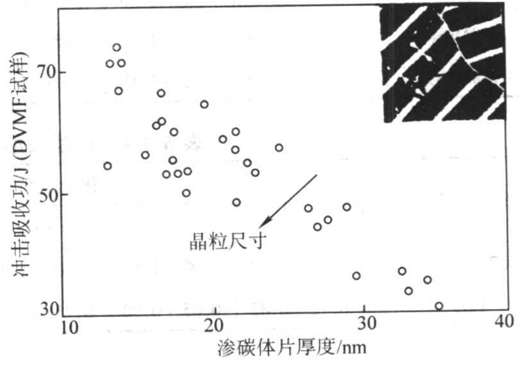


图 6.7-12 冲击吸收功与渗碳体片厚度的关系

5.2.3 抗脆断性

钢轨的抗脆断性用钢的冲击韧性和断裂韧性来表示。

1）冲击韧性 韧性与珠光体中渗碳体片的厚度和晶粒大小有关，随着渗碳体片厚度的增加，冲击吸收功的上平台下降，晶粒粗大导致冲击韧性下降。此外，钢中夹杂物尺寸和形态，残余应力的大小，也对钢轨的脆断性有很大影响。冲击吸收功和渗碳体片厚度的关系如图 6.7-12 所示。

2）断裂韧性 抗应变失效性能，从图 6.7-13 中的曲线可以清楚看到，具有珠光体组织的钢轨钢，其要达到临界失效所需产生的应变是具有回火马氏体组织的钢轨钢的 1～3 倍。

不同钢种对裂纹的敏感性是不同的，从工程安全角度希望材料对裂纹的敏感程度越差越好，也就是希望带有裂纹的材料在应力作用下，其裂纹扩展的速度越慢越好。经实验测

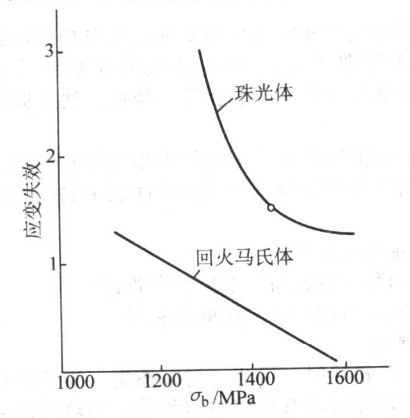


图 6.7-13 珠光体与回火马氏体的抗应变时效性能



定，各种钢轨钢的裂纹扩展速率顺序是（从慢到快）：珠光体钢轨钢—合金钢轨钢—贝氏体钢，详见图6.7-14。

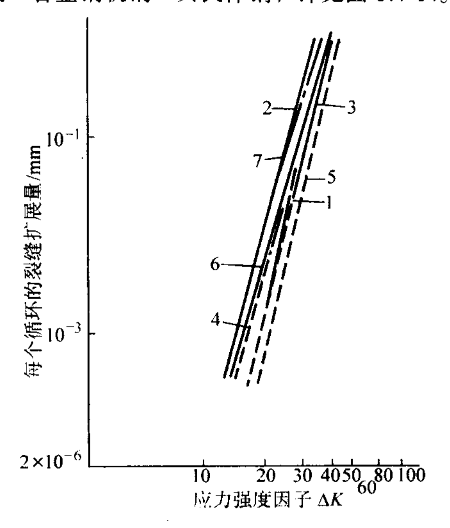


图6.7-14 各种钢轨裂纹扩展速率

1—碳素钢；2—中锰+钒钢；3—中锰钢；4—中锰+钒钢；5—中锰+钒+铬钢；6—钼钢（1~5均为轧态珠光体钢）；7—贝氏体钢

5.2.4 抗疲劳性能

在繁杂的铁路运输条件下，轨头损伤日益严重。主要是上股侧磨，下股压溃及磨耗，表面剥离等。有些损伤与钢中的非金属夹杂物和钢的洁净度有着密切的关系。因此控制钢轨的内部质量和钢的洁净度是至关重要的。

日本等国家的试验研究已经证明如下结论：抗接触疲劳性能以SQ法得到的淬火细珠光体钢最好，Cr-V钢次之，高硅钢第三，回火马氏体钢最差，Cr-Mo钢略好于回火马氏体钢。

对实物的疲劳强度检测表明：以SQ法得到的细珠光体钢最高，Cr-Mo合金钢次之，Cr-V合金钢第三，碳钢最低。

对各种钢轨钢的平面弯曲疲劳强度检测表明：最高的还是SQ法淬火细珠光体钢，Cr-Mo-V及Cr-Mo钢次之，回火马氏体钢与贝氏体钢最差。

5.2.5 焊接性

为了使车辆运行平稳、噪声少，现在各国普遍发展无缝线路。即通过焊接方式将定尺轨焊接成250 m或者500 m的长轨。因此，要求钢轨具有良好的焊接性。

另外，为了保障钢材的使用性能，还必须尽量降低其残余应力，降低钢轨残余应力的措施有以下几点。

1）改进钢轨矫直工艺是降低钢轨残余应力的重要途径。实验测定，采用卧矫工艺可以比立矫工艺减小钢轨残余应力水平约50~100 MPa，而拉伸矫直又可比卧矫减小钢轨残余应力水平。

2）采用全长淬火可以使轨头残余应力变为压应力，有利于提高钢轨的疲劳寿命。

3）对焊接轨采用焊后回火，可以减小轨头下腭处和腰部拉应力。

4）对热轧钢轨要千方百计减小其矫前弯曲度，这也有利于减小矫直所造成的残余应力。

编写：杨才福（钢铁研究总院）
马党参（钢铁研究总院）

第8章 微合金钢

1 概述

1.1 微合金钢的定义

广义的微合金钢（包括微合金化钢）被定义为添加了微量合金元素而使其一种或多种性能发生明显有利变化的钢。传统合金钢中合金元素的添加量一般以1%质量分数为单位，大都在1%以上甚至可高达30%以上；相对而言，微合金钢中添加的合金元素的质量分数一般均小于0.1%（在有些微合金钢研究工作中有适当升高微合金元素含量的趋势，但一般仍低于0.25%，而很少超过0.5%）；因此，这样的合金元素被称为微量合金元素或微合金元素。此外，添加微合金元素后应使钢材的一种或多种性能发生明显有利的变化，这就排除了钢中存在的微量杂质元素被视为微合金元素。

目前广泛采用的微合金元素有属于元素周期表中第ⅣB、ⅤB副族的元素Nb、V和Ti，第Ⅲ主族的元素B、Al，第ⅢB副族的稀土元素，也有一些研究工作将第ⅣB、ⅤB副族的元素Zr、Hf、Ta也作为微合金元素。

随着微合金化理论的不断发展，目前在绝大多数钢类中都有添加微合金元素的研究和生产应用的趋势，使得微合金钢的生产应用领域不断扩大：在中碳钢中加入微合金元素可得到微合金化非调质钢，在不锈钢中加入微合金元素可得到微合金化不锈钢，在工具钢中加入微合金元素可得到微合金化工具钢，这些钢也经常被称之为微合金化钢。

为了有所区别，我们将在普通低碳钢（mild steels）或普通高强度低合金钢（HSLA Steels）化学成分的基础上，添加微合金元素而得到的使用状态组织一般为铁素体/珠光体的工程结构用钢称之为微合金钢（microalloy steels），本章所讨论的即是这种严格意义的微合金钢。而将把微合金化原理与技术应用于其他钢类而得到的机械制造用钢或其他特殊钢称之为微合金化钢，例如微合金化非调质钢、微合金化不锈钢、微合金化工具钢等（microalloyed…… steels），因为这些钢本质上仍是其所属的钢类。由此，很多机械制造用钢或特殊钢中加入微量V、Ti、Nb、B，而使钢的性能发生明显有利的变化，但它们均属于微合金化钢而不属于严格意义的微合金钢。

瑞典人Norén在1962年给美国船舶委员会的信中提出了微合金钢的定义："微合金钢的基本化学成分类似于未合金化的结构用钢，在很多情况下是一种含锰低合金钢，而在其中添加了少量合金元素……，这些元素对钢的一种或几种性能具有很强的或者是很显著的影响，而所添加的量比钢中传统意义的合金元素的含量小1~2个数量级。"很快全世界都广泛使用这一定义并在其不断的发展中适当地修改完善。

目前普遍采用的微合金钢的严格定义为："微合金钢是在普通低碳钢或普通高强度低合金钢化学成分的基础上添加了微量合金元素（一般为强碳氮化物形成元素且所添加的量比钢中传统意义的合金元素的含量小1~2个数量级）而使其一种或多种使用性能产生明显有利变化的工程结构用钢。"

此外，钢中加入微量的稀土元素可使钢中杂质元素或夹杂物量有效减小或改性从而使钢的性能发生明显有利的变化；近年来随着IF钢的发展，磷元素的突出固溶强化作用及耐大气腐蚀作用受到重视；而随着夹杂物形态控制原理与技术的发展，钙、碲元素在硫化物改性方面的特殊作用也广泛受到重视；因而有很多文献也将这些元素归属于微合金元素。由于这些元素都不是碳氮化物形成元素，因而在本章所讨论的范围内，我们将适当讨论这些元素在微合金钢中的作用但并不把它们认为是严格意义的微合金元素。

本章主要讨论严格意义的微合金钢即微合金化高强度低合金钢，但相关的微合金化原理、工艺技术原理也同样适用于其他微合金化钢。

1.2 微合金钢的发展概况

微合金钢最早使用的微合金化元素是V，20世纪初就在很多钢种中添加质量分数为0.1%~0.2%的V以提高钢材的强度和淬透性。1916年，Bullens就报道了在低碳钢中加入质量分数为0.12%~0.20%的钒；而美国钒公司在20世纪30年代研制的锰-钒钢的化学成分（质量分数）为0.18%C、1.45%Mn、0.08%~0.10%V，具有大于345 MPa的屈服强度；德国的Neumeister和Wiester在1945年就认识到含钒低碳钢中氮的重要性，而美国伯利恒公司的Frame和Melloy在1962年才报道了钒和氮在屈服强度为310~345 MPa的轧制态软钢生产中的联合作用。此后在铝脱氧镇静碱性转炉钢的实践中发现了高氮钢的正火过程中AlN的沉淀析出将导致铁素体晶粒尺寸的细化和屈服强度的提高；1936年，Haudremont和Schrader确定了AlN对奥氏体晶粒粗化行为的影响，而Wiester等在1957年全面论述了铝镇静低碳钢的物理冶金学问题，特别是研究了固溶度积的重要性且分别考虑了固溶氮和化合氮对性能的影响。欧洲比北美对铝的应用更感兴趣主要是因为欧洲更多采用正火而北美侧重于轧制态性能。

20世纪50年代后期由于巴西铌矿的大规模开采使得铌铁的成本大幅度降低，含铌微合金钢得到广泛的研制开发和生产应用。美国国家钢铁公司大湖钢铁厂在1959年最早将铌处理钢投入市场，GLX-W系列热轧板材的典型屈服强度为325~445 MPa，伸长率为34%~43%，-29℃冲击吸收功为27~40 J；这些钢是在质量分数为约0.16%C和0.7%Mn的低碳钢基体成分中添加了质量分数为0.02%~0.03%Nb的半镇静钢，除具有良好的力学性能外，还具有良好的成形性和焊接性。可以说，真正意义的微合金钢是在铌的大规模生产应用后才开始的。

20世纪50~70年代在微合金钢研究与生产方面的重要工作有：将Hall-Petch关系式应用于低碳钢和微合金钢，同时明确提出了晶粒细化不仅有效提高钢的强度还可明显提高钢的韧性特别是改善冲击转折温度；在此基础上观测到含铌钢的屈服强度-晶粒尺寸关系的明显偏离传统的Hall-Petch关系并由此发现在铁素体中沉淀析出了非常微细的碳化铌、氮化铌或碳氮化铌沉淀相导致钢材的附加强化；第二相阻止晶粒粗化原理的提出及微合金碳氮化物用于控制高温奥氏体晶粒尺寸；微合金碳氮化物在奥氏体中的固溶度积公式及微合金元素的溶解与微合金碳氮化物的沉淀规律；稀溶体中第二相的Osterwald熟化过程及微合金碳氮化物的高温粗化规律；微合金元素或微合金碳氮化物对形变奥氏体的再结晶行为的影响；微合金钢的组织-性能关系式与微合金钢性能的预测及设计；微合金钢的控制轧制和控制冷却技术；微合金钢中夹杂物对性能的影响规律和夹杂物改性控制技术；微合金钢中渗碳体或珠光体对性能的影响规律及低珠光体钢和针状铁素体钢的研制开发。标志性的国际会议Microalloying75对这一时期微合金钢的研究开发及生产应用工作进行了充分的总



结，确立了微合金钢的地位和进一步发展的方向，使得微合金钢的发展成为几乎所有钢铁生产国家的重要发展方向。

20世纪80年代至今是微合金钢的迅速发展时期，特别是90年代后期世界主要钢铁生产国相继制定和实施超级钢（或称新一代钢铁材料）研究发展计划，超细组织化、超洁净化和微合金化均是各国超级钢发展的最重要发展趋势，微合金钢的研究与生产应用获得了更为广泛的认同和重视。这一时期的主要工作有：复合微合金化原理；微合金碳氮化物的沉淀析出次序；高等级石油管线钢的研制开发与大规模生产；微钛处理控制奥氏体晶粒尺寸的原理及其普遍应用；微合金碳氮化物在铁素体中的固溶度积公式及其在铁素体中的沉淀析出强化原理；微合金化奥氏体的形变热处理原理及控制轧制技术特别是控制动态再结晶轧制技术的广泛应用；微合金钢连铸连轧生产技术；微合金化原理的系统理论；钢铁基体组织的超细化技术与超细晶粒钢的研制开发；无珠光体钢乃至无间隙原子钢（IF Steels）的研制开发特别是在汽车用钢方面的生产应用；形变诱导铁素体相变（DIFT）技术；短流程紧凑生产（CSP）微合金钢技术；超洁净化微合金钢等。

1.3 微合金钢的分类及其特性

1.3.1 按钢中所含的微合金元素进行分类

按钢中所含的微合金元素可将微合金钢分类为铌微合金钢、钒微合金钢、钛微合金钢及钒铌复合微合金钢、钒钛复合微合金钢等。一般微合金钢中氮元素的含量并不特意控制，多在质量分数为（30～80）$\times 10^{-6}$之间，而近年来发现钢中氮含量对微合金元素作用的发挥具有重要的影响，因而有时为了明确起见，将具有较高氮含量的微合金钢特别分类为高氮微合金钢，例如钒氮微合金钢、钒钛氮复合微合金钢等。

由于所含微合金元素的特性及其主要作用机制的不同，因而相应的不同类型的微合金钢的特性也不同。例如钛微合金钢中由于氮化钛在奥氏体基体中的固溶度积很小，且氮化钛颗粒可在很高的温度下仍保持十分细小的尺寸，因而钛的加入量一般均很小而被称为微钛处理钢，钛的作用也主要是控制高温下奥氏体基体的晶粒粗化过程；铌微合金钢在热变形过程中固溶的铌或应变诱导析出的碳氮化铌可强烈阻止形变奥氏体基体的再结晶，因而广泛采用传统控制轧制工艺（CCR），且很容易生产具有针状铁素体组织和铁素体/贝氏体组织的高强度钢；钒微合金钢中碳化钒在奥氏体基体中的固溶度积很大，热轧温度下一般很少沉淀析出，因而对形变奥氏体基体的再结晶基本没有较大的阻碍作用，因而广泛采用再结晶控制轧制工艺（RCR），同时在卷取或堆冷温度下可以有较大体积分数的碳氮化钒沉淀析出而获得较大的沉淀强化效果；此外，由于钛、铌与碳、氮的化学亲和力很高，因而钛微合金钢或铌钛复合微合金钢是最重要的IF钢，而钒微合金钢很少用于生产IF钢。

1.3.2 按钢中基体组织结构进行分类

按钢中基体组织结构分类是微合金钢重要的分类方法，由此可将微合金钢分类为一般铁素体/珠光体微合金钢、微珠光体微合金钢、无珠光体微合金钢、无间隙原子微合金钢（IF Steels）、针状铁素体微合金钢、超低碳贝氏体钢、双相钢等。

目前广泛生产使用的微合金钢的基体组织多为铁素体/珠光体，其强度和韧性具有良好的配合，焊接性良好；针状铁素体微合金钢和铁素体/贝氏体微合金钢具有相对较高的强度，在高强度管线钢和高强度建筑用钢中广泛使用；微珠光体和无珠光体微合金钢由于钢中碳含量的明显下降使得其韧性明显增高特别是冷脆转折温度大幅度降低，因而在低温用钢中广泛使用；无间隙原子微合金钢（IF Steels）由于超低碳、氮含量且碳、氮均为微合金元素所固定因而基本不存在间隙固溶原子，具有特别高的总伸长率、n值和r值以及很低的屈强比，可广泛应用于诸如轿车壳体等要求很高冷成形性的零件的制造。

1.3.3 按用途进行分类

按用途分类可将微合金钢分类为管线钢、石油平台钢、桥梁钢、铁道钢、船板钢、汽车壳体钢、框梁用钢、锅炉和压力容器钢、建筑钢等。由于用途不同，对钢材的性能要求的侧重点亦不同，因而相应的微合金钢的特性也有所差别。

1.3.4 按性能要求和使用环境进行分类

按性能要求和使用环境分类可将微合金钢分类为高强度高韧性钢、可焊接高强度钢、冲压用高强度钢、Z向钢、低温钢、耐候钢、耐火钢等。

1.4 微合金钢的性能要求

微合金钢总的来说仍属于低合金工程结构用钢，其主要性能要求与低合金钢相同，但一般均有很大程度的提高。

1.4.1 力学性能

微合金钢具有较高的强度，较好的塑性、韧性、冷弯性、冲压性和较低的冷脆倾向。一般要求比同样碳含量的非合金钢的屈服强度高30%～50%，抗拉强度也要求有一定程度的提高，而同时要求具有与非合金钢相同的塑性和韧性。根据微合金钢的具体用途，对某些力学性能的要求将有所侧重，例如低温用微合金钢的冷脆转折温度应低于相应的要求温度；汽车壳体用钢要求具有特别低的屈强比和特别高的总伸长率、n值和r值。

1.4.2 耐蚀性能

采用高强度的微合金钢既然可以明显减小钢结构的截面，就必然要求其具有较好的抗大气、海洋大气、海水或土壤腐蚀的能力，否则，即使其耐蚀性与非合金钢相同，在长期的使用过程中也将由于锈蚀而使结构中钢材截面的消损率相对地提高，而使钢结构的有效使用寿命缩短。

1.4.3 焊接性能

大多数微合金钢在制作成钢结构件时均需要进行焊接，因而要求微合金钢具有良好的焊接性能，能经受焊接热循环的影响而不产生焊接裂纹，同时不会由于经过焊接而使其力学性能特别是韧性明显降低。由于影响焊接性能的因素较多，并没有一种试验方法可完善地表征钢材的焊接性。一般来说，对微合金钢焊接性能的要求是：焊接不产生裂纹，焊缝区和焊接热影响区的综合力学性能不会明显降低，焊接工艺简单。目前通常采用碳当量来定量表述钢材的焊接性，碳当量越低，焊接性越好，但钢材的强度相应地将会下降。常用的碳当量表达式如下：

$$C_E = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cu + Ni}{15} + \frac{Cr + Mo + V}{5} \quad (6.8\text{-}1)$$

而焊接裂纹敏感性指数的表达式为：

$$P_{cm} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn + Cu + Cr}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (6.8\text{-}2)$$

由此，提高焊接性和防止焊接裂纹产生的最有效的方法是降低钢中碳含量，微合金钢可通过晶粒细化和微合金碳氮化物的沉淀强化大幅度提高强度，因而可相应地适当降低钢中碳含量，因而微合金钢一般均具有良好的焊接性。

1.4.4 成形性能

很多钢结构件需要通过冲压、弯曲等工艺制作成型，因而要求钢材具有良好的成形性能。成形性能主要包括深冲性、胀出性、凸缘延伸性、弯曲性等。一般而言，钢材的总

伸长率特别是均匀伸长率、n 值（加工硬化指数）和 r 值（塑性应变比）越高，或者屈强比越小，钢材成形性越好。

1.5 微合金钢在国民经济中的作用

微合金钢属于钢铁材料中使用量最大的工程结构钢，广泛应用于国民经济建设的各部门特别是基础设施建设和基础加工制造业，例如石油管线、石油平台、桥梁、大型建筑物等的建设和船舶、车辆、容器及机械、化工、轻工（家电、食品、纺织）设备等的制造，在国民经济中具有十分重要的地位和作用。目前全世界每年生产使用微合金钢约占总钢产量的10%（>8 000万吨），而我国的生产使用量约占总钢产量的5%~7%（近1 000万吨）。随着经济建设的发展和微合金钢生产技术的发展，微合金钢的应用范围还将不断扩大，使用量还将迅速增长。

世界钢铁材料的生产从总量方面已基本平稳，多年来保持在8~9亿吨/年，预计未来发展的最高年产量大致在10~12亿吨，产量增长的空间有限，主要发展方向是提高钢材使用性能和降低生产成本；我国钢铁工业近年来迅速发展，人均产钢量已达到或超过世界平均水平，未来的发展方向也将顺应世界钢铁工业的发展潮流，以提高钢铁材料的性能为主要发展方向。微合金钢由于其相对于非合金钢或普通高强度低合金工程结构用钢具有十分优良的使用性能和性价比，正代表了钢铁工业的这一发展方向，因而获得了全球性的广泛研究开发和生产应用，我国目前微合金钢的产量比例相对于发达国家还有较大的差距，因而发展的空间和潜力更为突出。

微合金元素在自然界中的蕴藏量相对于其工业用量来说十分丰富。巴西、加拿大、美国、澳大利亚、扎伊尔、加蓬、尼日利亚、俄罗斯等国具有丰富的铌矿，其中仅巴西Arsxá地区已探明的烧绿石储量就达4.5亿吨，可开采并供应世界钢铁生产应用市场数百年。我国西北有品位较高的钽铌共生矿。南非、纳米比亚、美国、澳大利亚、智利和我国攀枝花蕴藏有丰富的钒矿，目前已探明的储量就足够钢铁工业使用上百年（其中用于工具钢、合金结构钢生产的占80%以上，用于微合金钢生产的仅占不到20%）。而钛在自然界中的蕴藏量更比钒还要高一个数量级。由于资源丰富，微合金元素铁合金的生产成本和销售价格一直比较稳定，价格波动不大，以我国较为缺乏的铌而言，近20年来国际供货价格基本保持在每千克15美元（折合纯铌计算）。因此，微合金钢的生产应用具有资源保障。

由于微合金钢中添加的微合金元素的量很小，使得微合金钢的生产工艺与普通结构用钢基本相同或相近，保持了其大规模经济化生产的特点，生产成本增高很小（比相同基本成分的钢增高一般不大于200元/吨）；而由于微合金元素的作用，可以使钢材的主要使用性能大幅度提高，例如在韧塑性基本保持不变的基础上使其强度提高至少20%甚至成倍提高。由此，微合金钢的发展具有十分重要的经济效益和社会效益，根据钢铁生产发达国家和我国近年来生产实际情况的计算，每生产1吨微合金钢，相对于其所替代的普通结构用钢，钢厂可获直接经济效益100~150元，而钢铁材料用户可获经济效益200~500元，而其他间接经济效益则更高。由此可估算出生产应用微合金钢的直接经济效益全世界约为20~100亿美元/年，我国约为20~100亿元/年。随着我国微合金钢生产应用的快速发展，其生产及需求量将迅速增长，可获得的经济效益和社会效益将更为显著。

而在很多必需采用高性能钢材的应用领域，微合金钢的生产应用则具有更为重要的意义。例如轿车壳体用钢需要具有非常高的冷加工成形性能和一定的强度性能，大跨度桥梁用钢、石油管线用钢需要具有很高的强度和韧性、焊接性能的匹配，而这是传统工程结构用钢完全无法满足的。因此，微合金钢的发展对这些相关行业的发展具有决定性的关键作用，这不仅是经济效益多少的问题，而是在一定程度上关系到这些行业能否发展的根本问题。

此外，微合金钢的发展特别是微合金化与控制热加工技术及原理的发展有力地推动和促进了材料科学相关应用基础理论的深化和发展，钢铁材料的组织性能关系的深化、钢铁材料基体组织的超细化甚至纳米化技术及原理、钢中第二相的纳米化和夹杂物的微米化技术及原理、钢铁材料超洁净化技术及原理、再结晶控制技术及原理、应变诱导铁基体相变和诱导第二相沉淀相变技术及原理等极大地丰富了人类的知识特别是材料科学的理论，而这些理论成果又可以且目前已在推动和促进其他钢铁材料甚至其他结构材料的研制和发展。因此，微合金钢的发展还具有十分重大的科学意义。

1.6 微合金钢的发展趋势

早期的微合金钢可以说是完全偶然发现的，但是，随着人们的深入研究和对相关规律的总结和掌握，微合金钢在全世界范围内受到了广泛的重视和发展，几乎所有的钢铁材料研究机构和大型钢铁生产企业以及许多著名的材料科学家均对微合金钢及钢铁材料微合金化原理与技术进行了深入的研究，国际著名的材料科学家一致认为：微合金钢的产生与发展是近半个世纪以来钢铁材料的最重要的发展方向之一。20世纪90年代后期，世界主要钢铁生产国相继制定和实施超级钢（或称新一代钢铁材料）研究发展计划，其中微合金化是各国超级钢发展的最重要发展方向之一。微合金钢近年来的主要发展趋势如下。

1.6.1 增加微合金钢的生产量

由于微合金钢具有优良的力学性能和其他使用性能，再加上其添加量微小且与传统低碳非合金钢或低合金钢的生产工艺流程基本相同，因而生产成本提高甚微，从而使其大规模工业化生产和使用能够迅速采用和推广，因而微合金钢的生产量迅速增长，目前全世界每年生产使用微合金钢约占总钢产量的10%，预计可在今后10年内继续提高到占总钢产量的15%~20%。我国目前的生产使用量约占总钢产量的5%~7%，预计可在今后10年内提高到世界平均水平甚至略高，即占总钢产量的20%左右，产量增长能力十分巨大。

1.6.2 不断提高微合金钢的性能

随着国民经济的不断发展和材料科学与技术的不断进步，对钢铁材料性能的要求在不断提高。世界钢铁生产量目前已基本达到饱和，而我国的钢铁生产量也将在近年内趋于饱和，钢铁材料进一步发展的主要趋势是提高性能；而经济建设各部门对钢铁材料的性能也在不断地提出新的要求。例如桥梁用钢的屈服强度由235 MPa普遍提高至400 MPa以上；石油天然气输送用管线钢已从X50级提高到目前广泛采用的X60~70级，而近期内对X80~90级的管线钢的需求正不断增长；铁道用钢的使用寿命从5~7年迅速提高到15~20年。由于高性能的工程结构用钢主要是微合金钢，因而可预期在未来一段时间内对微合金钢的性能要求还将会大幅度提高。

1.6.3 超细组织的获得与保持

超细组织的钢铁材料具有非常优良的性能，根据Hall-Petch公式，钢铁材料的强度随基体晶粒尺寸的减小而增大，其冷脆转折温度随基体晶粒尺寸的减小而降低，因而细化基体晶粒可使材料的强度和韧性同时提高。此外，钢中第二相的弥散强化效果随尺寸的减小而明显增大，而钢材的塑性和韧性也随第二相和夹杂物尺寸的减小明显改善。因此，钢铁材料发展的重要方向之一是使其组织超细化，这包括材料基体组织的超细化和第二相（包括沉淀强化相及夹杂物相）的



超细化。这同样也是微合金钢的重要发展趋势。

微合金钢中由于微合金元素及微合金碳氮化物对形变奥氏体再结晶行为和对基体 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变行为产生重要影响而可通过再结晶控制轧制、未再结晶控制轧制、形变诱导铁素体相变等工艺单独或联合作用得到非常细小的铁素体基体晶粒尺寸，而通过微合金碳氮化物阻止晶粒长大或通过控制冷却工艺使这种非常细小的基体晶粒不发生长大而长期保持。目前在工业化生产中已可获得 3 ~ 5 μm 的铁素体基体晶粒尺寸，进一步发展是在工业化生产中稳定获得 1 μm 左右的铁素体基体晶粒尺寸。超细晶粒是微合金钢发展的最重要方向。

通过控制微合金碳氮化物的沉淀析出过程，例如采用形变诱导沉淀工艺、控制冷却并在形核率最大温度下卷取保温沉淀工艺等可获得超微细的微合金碳氮化物，而通过合适的微合金化成分设计（包括合金系选择和成分优化）及均热温度、保温时间、形变诱导沉淀析出后的保持时间等工艺参量设计可有效控制微合金碳氮化物的聚集长大。目前在工业化生产中可获得平均尺寸为 5 ~ 10 nm 的微合金碳氮化物，进一步发展是在工业化生产中获得均匀分布的平均尺寸为 2 ~ 5 nm 的微合金碳氮化物。

此外，微合金钢强度性能的不断提高，要求钢中夹杂物的尺寸明显减小才能保证其塑性和韧性与之相互匹配；而钢铁冶炼技术的发展使钢中杂质元素的含量大幅度下降，从而为钢中夹杂物的细化奠定了良好的基础。夹杂物细化甚至纳米化也是微合金钢发展的重要方向。

1.6.4 微合金钢的高效化生产

为适应微合金钢日益增长的市场需求并降低其生产成本，必须在微合金钢的生产中广泛研究和推广采用高效化生产技术。目前正积极发展的有高效连铸技术、高效连铸连轧技术、TMCP 中厚板生产技术、CSP 薄板坯连铸连轧生产技术等。

1.6.5 杂质元素与夹杂物控制

随着微合金钢强度性能的不断提高，钢中各种杂质元素和非金属夹杂物对钢材的塑性和韧性的不利影响越来越突出，相关理论分析指出，当材料的强度提高 1 倍时，为了保持同样的断裂韧性，材料中允许存在的最大微裂纹尺寸（近似等于最大夹杂物的尺寸）应降低至原来的四分之一以下。为此，微合金钢的研究发展历程中一直包含有杂质元素和非金属夹杂物的控制问题，一方面必须尽量降低钢中的杂质元素含量，另一方面则是对有害夹杂物进行改性或细化使之危害性减小。例如 X60 级的管线钢要求钢中硫含量 w（S）不大于 0.02%，而 X80 级的管线钢则要求钢中硫含量 w（S）不大于 0.002%并同时对硫化物的形状和延展性具有严格的要求。

因此，对钢中杂质元素和非金属夹杂物的有效控制是微合金钢的发展趋势之一，这包含两方面的内容：生产高洁净化的钢材，使钢中杂质元素的含量显著降低（例如氧、硫含量分别要求控制在质量分数为 10×10^{-6}、20×10^{-6} 以下，氮、磷的含量根据具体钢种的要求进行严格控制）；发展硫化物改性技术（添加微量钙、碲、锆、钛、稀土等元素使之形成对钢材性能危害较小的夹杂物而抑制对钢材性能危害较大的夹杂物的形成）及夹杂物纳米化技术（控制夹杂物的析出过程和聚集长大过程，使夹杂物平均尺寸细化到 1 μm 以下，最大夹杂物尺寸细化到 10 μm 以下）。

1.6.6 组织与性能的定量化设计

与其他种类的钢铁材料的发展相比，微合金钢发展的一个重要特点是其理性化，即微合金钢的组织及性能均可通过相关应用基础理论定量或半定量地计算出来，因而从微合金钢的化学成分设计到工艺参量设计均有可能进行定量化设计。随着微合金化理论与技术的发展，目前已有可能建立微合金钢的完整的技术理论体系、从而实现从钢材化学成分设计、冶炼、连铸连轧直到卷取保温全流程的定量化微观组织控制，再根据组织性能关系定量计算出钢材的性能，从而可通过钢材化学成分及加工工艺参量的优化设计生产出具有最佳性能的微合金钢，或根据实际用途所要求的性能设计出最具经济性和生产便利性并能保证所需性能的微合金钢成分及其生产工艺。

1.6.7 微合金碳氮化物沉淀析出过程的动态检测与控制技术

微合金钢中微合金碳氮化物在铁基体中的溶解和沉淀析出过程对其性能具有决定性的影响，特别是在钢材轧制过程中应变诱导析出的微合金碳氮化物将显著影响形变奥氏体的再结晶（包括静态和动态再结晶）、再结晶晶粒的长大、未再结晶晶粒的拉长、未再结晶晶粒内的形变储能的累积与消散、形变诱导铁素体相变过程等，并由此对钢材最终可获得的基体晶粒尺寸和微合金碳氮化物的尺寸进而对其可获得的性能产生显著的影响。然而，由于初始沉淀析出的微合金碳氮化物的尺寸非常微细，开始沉淀析出的温度和时间的变化范围较大，且相关的其他元素和形变参量对其影响十分显著，因而准确地掌握并控制微合金碳氮化物的应变诱导析出过程成为微合金钢生产中最关键的技术难题。研究开发对微合金碳氮化物的沉淀析出过程进行动态检测和有效控制的技术并在微合金钢的工业化生产中广泛应用，是微合金钢发展的重要方向之一。

2 微合金化技术原理

微合金元素在钢中的主要作用是：高温下未溶解的微合金碳氮化物阻止奥氏体晶粒长大；轧制温度下未溶解的或应变诱导析出的微合金碳氮化物阻止再结晶晶粒长大；轧制温度下固溶的微合金元素和应变诱导析出的微合金碳氮化物对基体的再结晶行为产生重要的影响；微合金元素或微合金碳氮化物对基体 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变行为产生重要影响；较低温度下沉淀析出的尺寸非常细小的微合金碳氮化物产生强烈的沉淀强化效果；微合金元素与 C、N、O、S 等非金属元素的强烈的亲和力导致的固定钢中 C、N、O、S 元素的作用。

而为了较为准确地了解微合金元素的不同作用的程度并对其作用进行定量的考虑和相应的化学成分和热加工工艺设计，则必须首先准确了解微合金元素在钢中的存在形式即准确定量掌握微合金元素在钢中的固溶量和形成微合金碳氮化物的量，以及这些量随钢材化学成分和温度的变化规律；此外，微合金碳氮化物的作用效果还与其尺寸密切有关，因而还必须准确定量掌握微合金碳氮化物的尺寸变化规律。

2.1 微合金元素在钢中的固溶量及微合金碳氮化物的体积分数的变化规律

微合金元素在钢中的主要存在形式为固溶于铁基体中和形成微合金碳氮化物，不同存在形式的微合金元素具有不同的作用。为了准确地了解并定量地掌握微合金元素的作用，必须首先定量掌握微合金元素在钢中的固溶量和形成微合金碳氮化物的量，这主要通过微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积公式进行计算。

微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积公式可通过热力学计算方法推导而得到或通过物理化学相分析方法测试而得到。

不同的研究者对各种微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积公式的研究得到了不同的结果，但基本的结果均是相近的，其间微小的差别主要来自于测试的误差或其他元素对微合金元素及碳、氮元素在铁基体中的活度的影响。目前广泛采用的各种微合金碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积公式为：

$$\lg\{[Ti]\cdot[N]\} = 0.32 - 8\,000/T \tag{6.8-3}$$

$$\lg\{[Nb]\cdot[N]\} = 2.80 - 7\,500/T \tag{6.8-4}$$

$$\lg\{[V]\cdot[N]\} = 3.46 - 8\,330/T \quad (6.8\text{-}5)$$
$$\lg\{[Ti]\cdot[C]\} = 2.75 - 7\,000/T \quad (6.8\text{-}6)$$
$$\lg\{[Nb]\cdot[C]\} = 2.96 - 7\,510/T \quad (6.8\text{-}7)$$
$$\lg\{[V]\cdot[C]\} = 6.72 - 9\,500/T \quad (6.8\text{-}8)$$
$$\lg\{[Al]\cdot[N]\} = 1.79 - 7\,184/T \quad (6.8\text{-}9)$$

式中，$[M]$ 为处于固溶态的 M 元素的质量百分数；T 为绝对温度。

不同温度下各种微合金碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积的比较如图 6.8-1 所示，可以看出，TiN 具有最小的固溶度积而 VC 具有最大的固溶度积。例如在 1 000～1 200℃ 温度范围内，TiC、NbC、VN 具有基本相近的固溶度积，而 VC 的固溶度积大致高 2 两个数量级，AlN 的固溶度积则要低 1 个数量级，而 TiN 的固溶度积则要低 4 个数量级。此外，微合金碳化物或氮化物化学式中 C、N 存在缺位时，其固溶度积将适当增大；而锰、钼等元素的存在也将使微合金碳化物或氮化物的固溶度积适当增大。固溶度积低，处于固溶态的微合金元素 M 的质量百分数 $[M]$ 就较低，而保持未固溶的碳氮化物的体积分数就较大。

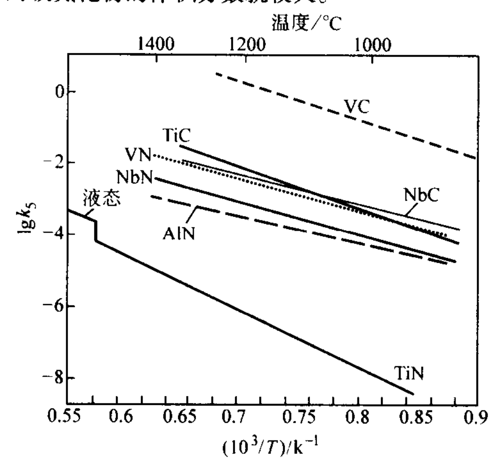


图 6.8-1 各种微合金碳化物、氮化物在奥氏体中的固溶度积比较

利用上述固溶度积公式，就可以定量计算出不同化学成分的钢中不同温度下固溶于铁基体中的微合金元素的量和存在于微合金碳氮化物中的量。令钢中相关元素的质量百分数为 M、C，则由固溶度积公式和未溶的微合金碳氮化物中微合金元素与碳或氮元素的质量比必须保持理想化学配比可得：

$$\lg\{[M]\cdot[C]\} = A - B/T \quad (6.8\text{-}10)$$

$$\frac{M-[M]}{C-[C]} = \frac{A_M}{A_C} \quad (6.8\text{-}11)$$

式中，A、B 分别为相应的微合金碳化物或氮化物的固溶度积公式中的常数；A_M、A_C 分别为 M、C 元素的相对原子质量。

联立求解上述两式可得到温度 T 时固溶于铁基体中的量 $[M]$、$[C]$，而形成微合金碳化物或氮化物的量则为 $M-[M]$、$C-[C]$，由此可得到微合金碳化物或氮化物的质量百分数为：

$$w_{MC} = M - [M] + C - [C] \quad (6.8\text{-}12)$$

而其体积分数 f 则为：

$$f = \frac{w_{MC}}{100} \times \frac{d_{Fe}}{d_{MC}} \quad (6.8\text{-}13)$$

式中，d_{Fe}、d_{MC} 分别为铁基体和微合金碳化物或氮化物的密度。

由于各种微合金碳化物或氮化物的晶体点阵结构相同而点阵常数相差不大，它们之间将会相互溶解而形成微合金碳氮化物，二元微合金碳氮化物的化学式可写为 MC_xN_{1-x} 或 $L_xM_{1-x}C$，不同化学成分的钢中不同温度下固溶于铁基体中的微合金元素的量和存在于微合金碳氮化物中的量以及微合金碳氮化物的化学式中的 x 也可由相应的固溶度积公式计算而得（以 MC_xN_{1-x} 为例）：

$$\lg\left\{\frac{[M]\times[C]}{x}\right\} = A_1 - \frac{B_1}{T} \quad (6.8\text{-}14)$$

$$\lg\left\{\frac{[M]\times[N]}{(1-x)}\right\} = A_2 - \frac{B_2}{T} \quad (6.8\text{-}15)$$

$$\frac{M-[M]}{C-[C]} = \frac{A_M}{xA_C} \quad (6.8\text{-}16)$$

$$\frac{M-[M]}{N-[N]} = \frac{A_M}{(1-x)A_N} \quad (6.8\text{-}17)$$

式中，A_1、B_1、A_2、B_2 分别为相应的微合金碳化物或氮化物的固溶度积公式中的常数；A_M、A_C、A_N 分别为 M、C、N 元素的相对原子质量，联立求解上述 4 式可得到温度为 T 时固溶于铁基体的量 $[M]$、$[C]$、$[N]$ 及微合金碳氮化物化学式中的 x 这 4 个变量，而微合金碳氮化物的质量百分数为：

$$w_{MCN} = M - [M] + xC - x[C] + (1-x)N - (1-x)[N] \quad (6.8\text{-}18)$$

其体积分数 f 则为：

$$f = \frac{w_{MCN}}{100} \times \frac{d_{Fe}}{d_{MCN}} \quad (6.8\text{-}19)$$

更多元的微合金碳氮化物的化学式及所涉及元素在铁基体中的固溶量的计算方法与之类似，但由于未知变量更多，因而相应的计算更为复杂。

相关的实验结果和理论计算结果表明，微合金元素在铁基体中的固溶量及微合金碳氮化物的体积分数的变化规律为：

1）微合金元素在钢中的固溶量随温度的升高而迅速增大（大致呈指数关系变化），而微合金碳氮化物的量则相应下降。某一温度以上，所有微合金元素将全部进入固溶态（微合金碳氮化物全部溶解），该温度被称为微合金碳氮化物的全固溶温度。微合金碳化物或氮化物的全固溶温度可由下式计算：

$$\lg\{M \times C\} = A - B/T \quad (6.8\text{-}20)$$

而二元微合金碳氮化物的全固溶温度则可由下式计算：

$$M \times C \times 10^{-A_1+B_1/T} + M \times N \times 10^{-A_2+B_2/T} = 1 \quad (6.8\text{-}21)$$

2）当形成二元或多元微合金碳氮化物时，所涉及的微合金元素在基体中的固溶度将减小。即二元或多元微合金碳氮化物的全固溶温度将明显高于相应的单元微合金碳化物或氮化物的全固溶温度。或者说，二元或多元微合金碳氮化物将优先于相应的单元微合金碳化物或氮化物而沉淀析出。

3）钢的化学成分中相对易溶的元素（例如 MC_xN_{1-x} 相中的 C）含量的升高将导致二元微合金碳氮化物化学式中易溶组元的摩尔分数（即 x）的单调增大；钢的化学成分中相对难溶的元素（例如 MC_xN_{1-x} 相中的 N）含量的升高将导致二元微合金碳氮化物化学式中难溶组元的摩尔分数（即 $1-x$）的单调增大；而钢的化学成分中共有元素（例如 MC_xN_{1-x} 相中的 M）含量的升高将导致二元微合金碳氮化物化学式中易溶组元的摩尔分数（即 x）的单调略微增大。

2.2 微合金碳氮化物的长大及其尺寸变化规律

一定的温度下保温一定的时间后未溶的第二相颗粒的平均尺寸将随温度的升高和时间的延长而不断增大，这一过程一般称之为第二相的聚集长大，或称为第二相的 Ostwald 熟化。由于其控制机制的不同，其长大规律也不同。对扩散条件控制下的基体内均匀分布的第二相，其平均尺寸 d 与时间 t 的关系为三分之一次方关系，即其平均尺寸 d 可由下式计算：



$$d_t^3 = d_0^3 + \frac{64D\sigma V_{MCN}^2 C_0}{9RTV_m C_P}t = d_0^3 + m^3 t \qquad (6.8\text{-}22)$$

式中，d_t 和 d_0 分别为 t 时间后和初始时第二相颗粒的平均尺寸；D 为控制性元素 M 在基体中的扩散系数；σ 为第二相与基体之间的界面能；V_{MCN} 为第二相的摩尔体积；V_m 为基体的摩尔体积；C_0 和 C_P 分别为控制性元素 M 在基体中和在第二相中的平衡原子浓度；R 为摩尔气体常数；T 为温度（绝对温度）。

控制性元素 M 在基体中的平衡原子浓度 C_0 可由上节计算出的［M］经简单的换算而得，其与温度的关系大致为指数函数关系。

由此，影响第二相粗化速率的主要因素是扩散系数 D 和控制性元素 M 在基体中的平衡原子浓度 C_0（二者随温度的变化规律均大致为指数函数变化），相对于常规合金元素而言，微合金碳氮化物特别是碳氮化钛和氮化铌在铁基体中的固溶度积很小并由此导致微合金元素特别是钛和铌在铁基体中的平衡原子浓度一般要小 1～2 个以上数量级，因而微合金碳氮化物特别是碳氮化钛和氮化铌较之其他第二相而言可在相当高的温度下仍保持足够细小的尺寸。

界面反应条件控制下的基体内均匀分布的第二相的平均尺寸与时间的关系为二分之一次方关系；界面反应条件控制下的晶界上分布的第二相的平均尺寸与时间的关系为三分之一次方关系；界面反应条件控制下的位错线上分布的第二相及扩散条件控制下的晶界上分布的第二相的平均尺寸与时间的关系为四分之一次方关系；扩散条件控制下的在位错线上分布的第二相的平均尺寸与时间的关系为五分之一次方关系。但相关的比例系数即粗化速率的主要影响因素仍是扩散系数 D 和控制性元素 M 在相应的分布地点的平衡原子浓度 C（二者随温度的变化规律均大致为指数函数变化）。

2.3　微合金碳氮化物阻止高温奥氏体晶粒长大

钢中第二相粒子阻止奥氏体晶粒粗化的基本原理是由 Zener 首先定量分析考虑的，而 Gladman 则详尽分析了解钉时的能量变化从而得到了当第二相为均匀分布的球形粒子时晶界解钉的判据为：

$$D_0 = \frac{\pi d}{6f}\left(\frac{3}{2} - \frac{2}{Z}\right) \qquad (6.8\text{-}23)$$

式中，D_0 为晶粒的平均等效直径；d 和 f 分别为第二相的平均直径和体积分数；$Z = D_M/D_0$ 是晶粒尺寸不均匀性因子即最大晶粒的直径（D_M）与平均晶粒直径（D_0）的比值。晶粒正常长大时，Z 值在约为 1.7，而反常晶粒长大时 Z 值可高达 9。由此，为保证一定晶粒尺寸的奥氏体晶粒不发生粗化，就必须存在足够体积分数的平均尺寸足够小的第二相粒子。

由于微合金碳氮化物特别是碳氮化钛和氮化铌较之其他第二相而言可在相当高的温度下仍保持未溶且保持足够细小的尺寸，可在较小的体积分数下取得明显的阻止晶粒长大的效果。因此，尽管微合金钢中所添加的微合金元素的量很微小但在很多钢种中均采用添加钛或铌来有效控制奥氏体晶粒尺寸。

不同微合金钢种中奥氏体晶粒的粗化行为如图 6.8-2 所示，可以看出，钒微合金钢中碳氮化钒仅能在大致 1 000℃以下温度阻止奥氏体晶粒粗化；铌微合金钢中碳氮化铌在大致 1 150℃以下温度可阻止奥氏体晶粒粗化；而钛微合金钢中氮化钛在 1 250℃以上仍能有效阻止奥氏体晶粒粗化。

同时，由第二相颗粒阻止晶粒长大的理论还可知，在不存在第二相颗粒时，基体晶粒的长大属于正常长大，晶粒尺寸随加热温度的变化是连续的。而当存在第二相颗粒时，当第二相颗粒可完全有效地钉扎基体晶界时，基体晶粒基本不长大；而一旦温度升高至某一温度由于第二相的体积分数减小及第二相平均尺寸的增大而发生解钉，由于此时晶粒尺寸不均匀性因子将突然增大因而导致基体晶粒反常长大，使得晶粒尺寸随温度的变化出现一突变区，如图 6.8-2 中的影线区所示。含铌微合金钢较容易发生基体晶粒反常长大。

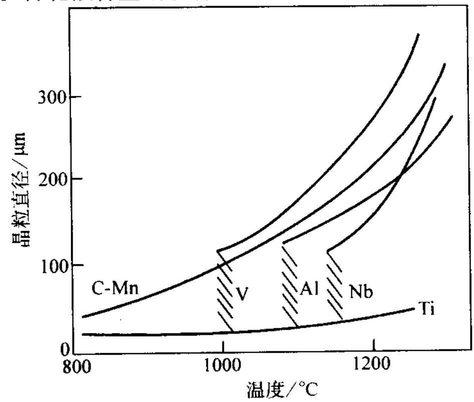


图 6.8-2　不同钢种中奥氏体晶粒的粗化行为

需要指出的是，TiN 显著阻止奥氏体晶粒粗化的作用与其在奥氏体中的固溶度积很小有关，但由于 TiN 在液态铁中的固溶度积也很小（$\log\{[Ti]\cdot[N]\}_L = 5.90 - 16\,586/T$），钢中钛含量和氮含量均偏高时很容易产生大颗粒的液析 TiN，因而极大地限制了钛在微合金钢中的应用。为此，大部分钛微合金钢中均只加入微量钛（钛的质量分数一般在 0.03%以下），因而通常被称为微钛处理钢。若要加入较多的钛而利用钛的其他有利作用，则必须采用超低的氮含量（氮的质量分数小于 0.003%）。

此外，由于能有效阻止奥氏体晶粒粗化的微合金碳氮化物的固溶度积很小，因而必须采用较高的均热温度才能有效发挥其在其他方面的作用。例如铌微合金钢的均热温度一般均应明显高于钒微合金钢。

2.4　微合金元素及微合金碳氮化物对铁基体再结晶行为的影响

高温形变过程中经过一定形变的钢铁基体会发生再结晶，再结晶的驱动力 F 为：

$$F = \frac{1}{2}Gb^2\Delta\rho \qquad (6.8\text{-}24)$$

式中，G 为铁基体的切变弹性模量；b 为位错柏格斯矢量的绝对值；$\Delta\rho$ 为再结晶前后基体中的位错密度差。

当钢中存在微合金碳氮化物时，它们将会钉扎基体晶界使之不发生再结晶，钉扎力 F_P 为：

$$F_P = 6\sigma f l/(\pi d^2) \qquad (6.8\text{-}25)$$

式中，σ 为基体的晶界能；l 为亚晶尺寸；f、d 分别为微合金碳氮化物的体积分数和平均直径。显然，微合金碳氮化物的体积分数越大，平均尺寸越细小，其对基体的钉扎力越大，基体将不容易发生再结晶。

钢铁材料中固溶的合金元素也会拖曳基体晶界而阻止再结晶，特别当固溶元素的电负性、原子尺寸和扩散速率与基体相差很大时，溶质拖曳作用十分显著。900℃时以 10/s 的应变速率施加 0.69 的应变后，每 1%（摩尔分数）的固溶元素使再结晶开始时间延迟的秒数为：Nb：210、Ti：39、Mo：8.5、V：2.3、Mn：0.36、Cr：0.17、Ni：0.13。此外，实验表明，固溶的硼对奥氏体的再结晶过程也有十分显著的溶质拖曳作用。

综合考虑上述两种作用，可得各种微合金元素对形变奥氏体无再结晶温度的影响如图 6.8-3 所示。

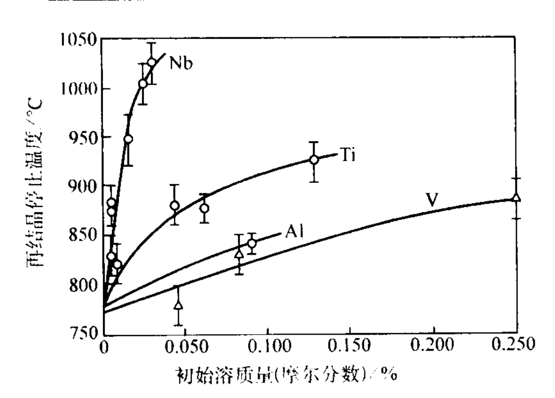


图 6.8-3 各种微合金元素对奥氏体无再结晶温度的影响

各种微合金元素中，由于固溶的铌具有强烈的溶质拖曳作用，且由固溶度积公式可得碳氮化铌在形变奥氏体中大量应变诱导沉淀析出的温度正好在900～1 000℃的热轧温度范围，因而铌具有强烈的阻止形变奥氏体再结晶的作用；反之，固溶钒的溶质拖曳作用很小，而碳化钒在奥氏体中的固溶度积公式又决定了其不能在热轧温度范围大量应变诱导沉淀析出，因而钒在800℃以上温度对形变奥氏体再结晶的阻止作用很小，但在800℃以下温度则由于碳氮化钒的沉淀析出而可有效阻止形变奥氏体再结晶（若钢中氮含量提高，则钒有效阻止形变奥氏体再结晶的温度还可提高）；钛尽管溶质拖曳作用也很小，但由TiC的固溶度积公式可知其在热轧温度范围也可大量应变诱导沉淀析出，从而有效阻止形变奥氏体再结晶。

每次再结晶后基体晶粒均有一定程度的细化，若存在一定体积分数的尺寸足够细小的微合金碳氮化物阻止再结晶晶粒长大或迅速进行后续道次的轧制（若轧制已完成则迅速冷却至较低温度即控制冷却或加速冷却）使再结晶晶粒没有足够的时间长大，则再结晶细化晶粒的效果可保留并累积（或部分累积），从而获得非常细小的奥氏体晶粒，这种工艺被称之为再结晶控制轧制。

若形变奥氏体的再结晶过程能够完全被抑制，则各道次的形变作用将被累积，基体晶粒被严重压扁拉长且晶粒内产生大量的形变带，使单位体积内的有效晶界面积 S_V 大幅度增加，在随后的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变后可获得非常细小的铁素体晶粒，这种工艺被称之为未再结晶控制轧制。

利用微合金元素对奥氏体再结晶过程的不同作用（很多文献中称之为对奥氏体再结晶过程的调节作用）及微合金碳氮化物阻止再结晶晶粒长大的作用，可以有效增强控制轧制工艺细化晶粒的效果。

2.5 微合金元素及微合金碳氮化物对铁基体 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变行为的影响

合理控制钢铁材料的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变行为可获得明显的相变细化晶粒作用，$\gamma\rightarrow\alpha$ 相变的形核位置主要是在原奥氏体晶界和晶内形变带上，将单位体积内的原奥氏体晶界和晶内形变带的面积之和定义为奥氏体有效晶界面积 S_V，S_V 越大，相变后获得的铁素体晶粒尺寸越细小；而在同样的 S_V 下，原奥氏体晶粒内的形变储能越大，由于形变储能将增大相变的驱动力，因而相变后获得的铁素体晶粒尺寸越细小；此外，适当降低 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度（通过合金元素的加入或加速冷却工艺）可增大 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变的化学驱动力，从而也可进一步细化铁素体晶粒。

如果奥氏体晶粒内的形变储能足够大，$\gamma\rightarrow\alpha$ 相变将可能以动态或准动态的相变方式进行，即发生形变诱导铁素体相变（DIFT），这时铁素体晶粒将在原奥氏体晶界和晶内形变带上突发式形核并推进式地不断形核相变，最终可获得极为细小的铁素体晶粒。

此外，$\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度若降低较多，所得到的铁素体将具有针状形貌而被称之为针状铁素体，其强度高于同样晶粒尺寸的等轴状铁素体/珠光体但韧性有所下降；若 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度降低更多再加上促进贝氏体相变元素的存在，则可能得到贝氏体型的组织，其强度可进一步提高但韧性也进一步下降（此时为了获得良好的韧性，钢中碳含量通常都很低，因而被称之为超低碳贝氏体钢）。

能有效阻止形变奥氏体再结晶的微合金元素可明显增加原奥氏体晶粒内的形变储能，同样情况下可获得更为细小的铁素体晶粒，并能显著促进 DIFT。而固溶于奥氏体中的微合金元素可压低 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变温度并在一定程度上抑制等轴状铁素体组织的形成。

2.6 微合金碳氮化物的沉淀强化

Orowan 机制作用下，第二相导致的钢铁材料强度的增加值可由下式表述：

$$\Delta\sigma_P = \frac{\sqrt{6}Gb}{2.36\pi^{3/2}K} \times \frac{f^{1/2}}{d}\ln\left(\frac{1.2d}{2b}\right) \qquad (6.8\text{-}26)$$

式中，G 为铁基体的切变弹性模量；b 为位错柏格斯矢量的绝对值；K 为与位错类型有关的常量；f、d 分别为第二相的体积分数和平均直径。由此可见，第二相强化的效果与第二相的体积分数的二分之一次方成正比，与第二相颗粒的尺寸大致成反比，颗粒尺寸越小，强化效果越大。适当的控制沉淀工艺下获得的微合金碳氮化物的尺寸为2～10 nm，比钢中常规碳化物的尺寸小2～3个数量级，因而尽管其体积分数很小但仍能获得强烈的沉淀强化效果。

微合金碳氮化物的尺寸与钢材化学成分、固溶温度、沉淀析出温度、形变条件等有关。首先，只有在高温下处于固溶态的微合金元素才能在低温沉淀析出，因此，由于碳化钒在奥氏体中的固溶度积较大，钒微合金钢在沉淀强化方面具有独特的优势；而铌微合金钢则必须采用很高的固溶温度均热后才可能在低温时获得较大体积分数的碳氮化铌沉淀量。其次，在微合金碳氮化物沉淀析出的 PTT（沉淀量-温度-时间）曲线的鼻子点温度保温沉淀可使微合金碳氮化物最快速地沉淀析出，而在微合金碳氮化物沉淀析出的 NrTT（沉淀形核率-温度-时间）曲线的鼻子点温度保温沉淀可获得最为细小的微合金碳氮化物（但必须保温足够时间以使沉淀相变完成）。此外，形变储能可加速沉淀相变并提高形核率而使微合金碳氮化物颗粒更为细小，因此，即使在较高形变温度下应变诱导析出的微合金碳氮化物的尺寸也可控制在5～10 nm，从而也可获得强烈的沉淀强化效果。

根据微合金碳氮化物与基体的位向关系，可分辨微合金碳氮化物是在奥氏体中还是在铁素体中沉淀析出的。

2.7 微合金元素与氧、硫、碳、氮元素的交互作用及固定作用

微合金元素都是强烈的碳氮化物形成元素，部分元素例如钛、锆等还与氧、硫等非金属元素有较强的化学亲和力，当它们与钢中残存的氧、硫、碳、氮元素结合后，就可以固定这些非金属元素，抑制其有害作用。

铝、钛、锆均与氧有很强的化学亲和力，可以与钢中残存的氧化合，但由于 Al_2O_3 熔点高、硬度高，容易产生微裂纹，对钢材的疲劳性能和成形性能不利；而用钛和锆来固定氧在经济上不合适。目前微合金钢中主要采用精炼强脱氧技术和加钙使氧化物夹杂改性的技术。

钛、锆与硫也有很强的化学亲和力，可以与硫形成 $M_4C_2S_2$ 型的碳硫化物或溶入 MnS 中提高其强度而控制硫化物夹杂的形态。

微合金元素与钢中的碳、氮结合形成碳氮化物而消除间隙固溶原子对要求冷成形性特别高的轿车壳体用IF钢来说使极为重要的，为了完全消除间隙原子，微合金元素与碳、氮元素的质量比必须超过理想化学配比（表6.8-1）。

表6.8-1 微合金元素与碳、氮元素的理想化学配比

微合金元素	V	Nb	Ti	Zr	Al	B
相对于C	4.24	7.74	3.99	7.60	—	—
相对于N	3.64	6.63	3.42	6.51	1.93	0.77

2.8 微合金钢中主要合金元素的作用

2.8.1 铝

铝与氧有很强的化学亲和力，因而最早是作为脱氧剂加入钢中的，后来发现酸溶铝可形成弥散细小的AlN而阻止奥氏体晶粒的长大，从而认识到铝也是一种微合金元素。AlN在奥氏体中的固溶度积与NbN相近，故在1 100℃左右的温度仍能阻止奥氏体晶粒长大。而在γ→α相变过程中，AlN可促进铁素体的形核，通过增大铁素体的形核率而细化铁素体晶粒。铝固定氮的作用使钢的抗时效性能提高，这在可焊接结构钢中是相当重要的性能。而控轧薄钢板中细小AlN沉淀析出时还将促进钢中有利织构的产生，这种织构通过增大钢材塑性的各向异性而使钢板的深冲性能（r值）明显改善。

2.8.2 铌

铌是目前公认的最重要最典型的微合金元素，微合金元素在钢中的所有重要作用都具备，而这与NbC和NbN在奥氏体中具有适当的和在一定程度上较为容易调整的固溶度积有关。NbC与NbN具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而可以无限制互溶形成碳氮化物NbC_xN_{1-x}，其中x可在0~1之间变化，由此导致其在奥氏体中的固溶度积也处于NbC与NbN之间，通过钢中铌、碳、氮含量的变化，可使x变化从而使其固溶度积随之变化。

高温未溶的Nb（C，N）可阻止均热时奥氏体晶粒的粗化，而轧制过程中应变诱导析出的Nb（C，N）可阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化。

铌最重要的作用是阻止形变奥氏体的再结晶，获得极度拉长的形变储能很高的扁平状奥氏体晶粒，并在随后的γ→α相变后得到非常细小的铁素体晶粒；同时还可显著促进形变诱导铁素体相变（DIFT），并由于在铁素体中沉淀析出的Nb（C，N）阻止晶粒长大，而得到更为细小的铁素体晶粒。

轧制过程在形变奥氏体中应变诱导析出的、γ→α相变过程中相间沉淀析出的和在铁素体中沉淀析出的Nb（C，N），均可产生明显的沉淀强化效果。

此外，铌也能固定钢中的碳、氮原子，使钢的抗时效性能提高。但由于其相应的理想化学配比值较大，故这方面的作用小于钛和钒。

铌在冷轧和再结晶退火薄钢板中的强化作用明显小于在热轧材中的作用，因为退火过程会使Nb（C，N）沉淀相粗化。

2.8.3 钛

TiC与TiN具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而也可以无限制互溶形成碳氮化物TiC_xN_{1-x}，但由于TiC与TiN在奥氏体中的固溶度积相差甚远，因而在高温下主要形成TiN（即x相当接近于0），而在较低温度下主要形成TiC（即x接近于1）。

很小体积分数的高温未溶的TiN可有效阻止高温加热时奥氏体晶粒的粗化，这不仅在热轧加热过程中广泛采用，同时在需要使用大能量焊接的钢中可明显改善热影响区的性能。但为防止产生液析TiN，大部分钛微合金钢中均只加入微量钛（钛的质量分数一般在0.03%以下）而通常被称为微钛处理钢。

TiC在奥氏体中的固溶度积与NbC相近，因而也可在轧制过程中应变诱导析出而阻止形变奥氏体的再结晶，并阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化。钛在这方面的作用小于铌，但明显大于钒。

同样，轧制过程在形变奥氏体中应变诱导析出的、γ→α相变过程中相间沉淀析出的和在铁素体中沉淀析出的TiN均可产生强烈的沉淀强化效果。

为了获得阻止形变奥氏体的再结晶和强烈的沉淀强化效果，必要的条件是要求钢中氮含量较低，使得形成TiC特别是液析TiN的量很少，仍有足够的钛能形成TiC。因此，高氮钢中不适宜用钛微合金化。

钛具有很强的与氧的化学亲和力，这意味着在钢的浇铸过程中可能出现钛贫化的危险，这也是含钛钢性能波动较大的主要原因。如何在加钛之前使钢水充分脱氧、稳定钛的收得率从而稳定含钛钢的性能将是重要的研究课题。

钛还容易与硫结合形成硫化物从而控制硫化物的形态，但要把硫完全结合成$Ti_4C_2S_2$型的碳硫化物需要钢中硫、锰、钛含量的良好调整与控制。

此外，钛也能固定钢中的碳、氮原子，使钢的抗时效性能提高。

由于钛可与氧、硫、碳、氮等多种非金属元素均发生化学结合作用且钛与氧、硫、氮的结合优先于与碳的结合，因而其作用规律及作用效果就相当复杂，需要考虑多方面的因素，例如脱氧程度、钛氮比、钛硫比甚至钛加铝与氮的比值、钛加锰与硫的比值等，才可能充分发挥钛在钢中的有利作用。

2.8.4 钒

VN在奥氏体中的固溶度积与NbC相近而VC在奥氏体中的固溶度积NbC大两个数量级，因此，为了获得与铌微合金钢相近的作用及效果，必须采用较高氮含量的钢。钒氮合金近年来在微合金钢中大量采用代表了这方面的发展趋势。

由于固溶度的原因，钒微合金钢中高温均热时钒均处于固溶态，因而不能阻止奥氏体晶粒的粗化，为此，钒微合金钢中通常或者采用较低的轧前均热温度或者需加入微钛或微量铌以控制均热态奥氏体晶粒尺寸。

VC与VN具有相同的晶体结构且点阵常数相近，因而也可以无限制互溶形成碳氮化物VC_xN_{1-x}，而当钢中同时加入钛或铌时，将得到$(Ti_yV_{1-y})(C_xN_{1-x})$或$(Nb_yV_{1-y})(C_xN_{1-x})$这样的复合微合金碳氮化物沉淀相。

高氮的钒钢轧制过程中应变诱导析出的V（C，N）可阻止形变奥氏体的再结晶，并可阻止再结晶奥氏体晶粒的粗化，但这种作用随钢中氮含量的降低而减弱，普通氮含量的钒微合金钢仅在800℃以下温度才会产生较为明显的作用。

钒最重要的作用是在铁素体中大量沉淀析出而产生强烈的沉淀强化效果，即使在正火钢材中这一作用也十分明显。

固溶在奥氏体中的钒可明显推迟γ→α相变，因而在各种碳当量公式中都有考虑钒的影响。但该作用也使得钒微合金钢在800℃以下温度仍可进行未再结晶控制轧制，从而同样可产生一定的DIFT细化铁素体晶粒效果。

2.8.5 锆

锆作为微合金元素的使用时间不长，由于其金属性比钛还强，因而主要是用来固定氮或作为硫化物形态控制的重要手段。ZrN颗粒一般较为粗大，对钢的力学性能影响较小。对需要采用氮来取得沉淀析出的各种效应的钢，例如铝微合金钢和钒微合金钢，加锆是不适宜的。

锆与钛类似，当合金含量超过固定氮所需的锆含量时，会形成$Zr_4C_2S_2$型的碳硫化物而改善硫化物形态。

锆与氧的特别强的亲和力使得其冶炼时发生一定困难。

如果能有更有效的办法控制或固定钢中的氮和硫，则 ZrC 沉淀析出而起到类似于 NbC 的作用是有可能的。

2.8.6 硼

硼最为显著的作用是强烈阻止 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变，只需质量分数为 10^{-6} 数量级的固溶硼就可显著推迟铁素体加珠光体相变，但固溶硼对贝氏体相变的影响甚微，因而硼通常用于改善淬火回火钢的淬透性。该作用随钢中碳含量的减少而增大，因而在合金结构钢中常加入硼以显著提高钢的淬透性，而在微合金钢特别是低碳可焊接结构钢中则主要用于获得贝氏体组织。

硼与氮结合后将会使上述作用消失，故含硼钢中必须加入钛或锆有效固定氮。

固溶的硼还可通过溶质拖曳作用有效阻止形变奥氏体的再结晶，对采用未再结晶控制轧制工艺及 DIFT 工艺生产的微合金钢也常加入硼以获得较高的无再结晶温度。

2.8.7 碳

碳是钢中最有效的强化元素，碳原子的间隙固溶强化是淬火钢中淬火马氏体强化的最主要机制，低温回火过程中脱溶得到的微细 ε 碳化物和渗碳体是淬火回火钢中回火马氏体强化的最主要机制，而在低碳钢中形成珠光体组织则是普通工程结构用钢的主要强化机制。

此外，固溶的碳是扩大奥氏体区的元素，适当高的碳含量可以在一定程度上增大钢材奥氏体区变形的温度范围；同时由于 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度的降低而使相变后的铁素体晶粒尺寸细化。

然而，无论是间隙固溶的碳还是形成渗碳体（包括珠光体）的碳，均将明显地损害钢材的塑性、韧性、焊接性能和冷成形性能，因此，近年来在微合金钢的化学成分设计中有逐步降低钢中碳含量的趋势，例如微珠光体钢、无珠光体钢乃至无间隙原子钢（IF Steels）、超低碳贝氏体钢的发展就代表了这一发展趋势。

由微合金碳化物在奥氏体中的固溶度积公式可知，当钢中碳含量降低之后，同样温度下可溶解的微合金元素的量将增加；或在同样的微合金元素含量下钢中微合金碳化物的全固溶温度将降低。在相关的热变形工艺设计时必须考虑这种变化。

2.8.8 氮

通常情况下，钢中的氮含量一般均较低，转炉钢的氮含量（质量分数）一般在 $(30 \sim 50) \times 10^{-6}$ 的范围，而电炉钢的氮含量一般在 $(50 \sim 80) \times 10^{-6}$ 的范围。即使所谓的高氮微合金钢有意识地添加氮之后其氮含量也大都在 0.02% 以下。

氮也是钢中相当重要的强化元素，氮原子的间隙固溶强化相当类似于碳的间隙固溶强化。同样，固溶的氮也是扩大奥氏体区的元素。但间隙固溶的氮亦将明显地损害钢材的塑性、韧性、焊接性能和冷成形性能。

由于氮与金属元素之间有非常高的化学亲和力，加之微合金钢中氮含量均相对较低，因而微合金钢中的氮元素将主要形成微合金氮化物或碳氮化物而很少以间隙固溶的状态存在。

相同微合金元素的氮化物比碳化物更为稳定且在铁基体中的固溶度积要小，因而氮将优先于碳而与微合金元素形成微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物。而由于微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物比微合金碳化物或含氮量较低的微合金碳氮化物在较高的温度下更为稳定且更不容易粗化，因而将更为有效地阻止基体奥氏体晶粒的长大。氮在微合金钢中的主要作用是形成稳定的微合金氮化物或含氮量较高的微合金碳氮化物以阻止基体奥氏体晶粒的长大从而得到细化晶粒的效果。最早采用的氮化物系是 AlN，而目前则广泛采用 TiN 和 NbCN 来取得阻止均热态基体奥氏体晶粒长大的效果。

2.8.9 锰

锰在微合金钢中主要以固溶态存在，固溶的锰将产生一定的固溶强化作用，大致每 1% 质量分数的固溶锰可产生 40 ~ 60 MPa 的强度增量。

锰是扩大奥氏体区元素，其这方面的作用在低碳钢中特别明显，由此可使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变后的铁素体晶粒尺寸比不含锰的钢明显细化。

由于上述两方面的作用，锰成为普通低合金高强度钢中重要的合金元素，而 16Mn 是这方面的代表钢号。

在微合金钢中，锰除了上述作用外，还具有一重要的作用，就是在 1 250℃（1 523 K）以下温度可提高微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积，例如锰对 NbC 在奥氏体中的固溶度积公式的影响可由下式表示：

$$\lg\{[Nb] \times [C]\} = 3.31 - 7\,970/T + [Mn](1\,371/T - 0.9) - [Mn]^2(75/T - 0.050\,4) \qquad (6.8\text{-}27)$$

由于该作用，可在一定范围内根据工艺控制需要调节微合金碳氮化物在铁基体中的固溶度积。如若需更多的铌在较低温度沉淀析出以达到沉淀强化效果，则可适当添加锰以提高高温时处于固溶态而低温时可沉淀析出的铌量。

锰在普通低合金高强度钢中几乎不会形成碳化物，但它能够与钢中残存的硫化合形成 MnS。一般情况下 MnS 是一种对钢材性能有害的夹杂物，但经适当的控制和改性后可使其对钢材性能的危害程度明显降低；而若能控制 MnS 的沉淀析出过程使之纳米化均匀化，则甚至还有可能使之成为钢中有利的第二相，电工钢中的 MnS 早就被认为是对其性能十分有利的第二相或抑制剂，而目前在非合金钢和微合金钢中也有通过优化化学成分设计和严格工艺控制获得纳米化的 MnS、从而有效提高材料力学性能的较为成功的研究和生产应用实例。

2.8.10 磷

磷在一般结构钢中是有害杂质，但磷的特殊优势是在铁素体中具有强烈的固溶强化作用，每加入质量分数为 0.01% 的磷大致可使钢的抗拉强度提高 10 MPa，因而磷在 IF 钢中成为重要的合金元素。为了避免磷引起脆性，其含量（质量分数）一般应低于 0.1%，且必须在钢的凝固过程中注意防止产生偏析。加入 10×10^{-6}（质量分数）的硼可有效防止磷在晶界的偏聚造成的晶界脆化。

尽管作用机制尚不完全清楚，但磷特别是与铜联合加入时可明显提高钢的抗大气及抗海水腐蚀性能，因而在耐候钢中也广泛使用磷作为合金元素。

2.8.11 碲

碲可以以固溶形式溶入硫化物中，也可以 MnTe 的形式包围 MnS，从而在变形过程中起到润滑作用或提高硫化物强度使之不易变形拉长的作用，由此改善硫化物形态。其加入量应控制到相当于硫的含量。

3 微合金钢的生产与加工

3.1 微合金钢的冶炼

微合金钢的基础化学成分与普通低合金高强度钢相同，仅在其中添加了微量的微合金元素，由于加入量很小，因而一般不会对钢的冶炼过程产生明显的影响，因此，微合金钢的冶炼生产工艺与普通低合金高强度钢基本相同。

然而，由于微合金钢相对于普通低合金高强度钢而言具有降低碳含量的发展趋势，特别是超低碳的微合金钢，例如超低碳贝氏体钢、IF 钢等。由于超低碳钢材的冶炼涉及一些特殊的问题，例如氧含量的控制难度将相应提高，因而在其冶炼工艺及控制方面必须研究和采用新的特殊工艺方法。



此外，由于微合金钢的使用性能比普通低合金高强度钢明显提高，为了保证钢材在高强度情况下仍具有足够高的韧性和塑性，因而要求较为严格地控制钢中的有害杂质含量和夹杂物的含量及其性质、尺寸与分布状态，这也就要求微合金钢的冶炼工艺必须随之进行相应的改进和发展。

由此，微合金钢的冶炼生产中必须特别注意以下问题。

1）钢中［C］、［Mn］、［S］等成分对钢材的纵裂影响最大，［C］在 0.10% ~ 0.16%、［Mn］< 0.70% 的成分范围最容易产生纵裂，因为这种［C］的成分范围会出现包晶反应，钢材表面凝固壳的凝固不均匀；［Mn］量较少使凝固壳的强度不足；而当［S］> 0.01%时将明显促进纵裂发生；从而发生纵裂的可能性将明显增大。为此，必须在钢材化学成分设计时避开［C］、［Mn］的这一成分区，而降低［S］也是非常有效的方法。

2）AlN、高 N 含量的 Nb（C，N）等氮化物的存在明显增大表面下裂纹及振动裂纹等横裂发生的可能性，必须采用降氮技术或加钛固定氮的方法（Ti/N > 3.42）控制 AlN 和高 N 含量的 Nb（C，N）等氮化物的高温析出。

3）采用强脱氧技术有效降低钢中的氧含量，同时可稳定提高微合金元素的收得率。

4）采用能有效降低钢中硫、磷含量的冶炼技术，例如在线脱硫、固态造渣剂（由焙烧的石灰和生产铝的含铝矾土的残料组成，约含 70% 钒土）钢包处理、真空处理、带氩气搅拌的钢包精炼等。

5）采用钢包除渣技术，浇注前用钢包除渣机全部去除钢包中的渣。

3.2　微合金钢的连铸

同样，由于微合金钢的基础化学成分与普通低合金高强度钢相同，仅在其中添加了微量的微合金元素且加入量很小，因而一般不会对钢的连铸过程产生明显的影响，因而微合金钢的连铸生产工艺与普通低合金高强度钢基本相同。

然而，由于微合金钢的使用性能比普通低合金高强度钢明显提高，为保证钢材在高强度情况下仍具有足够高的韧性和塑性，因而要求较为严格地控制钢中的有害杂质含量和夹杂物，这也就对微合金钢的连铸工艺提出了更高的要求。

1）无氧化浇铸，例如钢水包到中间包之间采用严格的氩气保护（中间包氩封）以防止钢水二次氧化和吸氮。

2）结晶器液面控制，结晶器液面波动较大将使保护渣卷入钢水造成夹渣并使保护渣粉剂不均匀流入引起纵裂，可采用涡流式结晶器液面传感器和滑动水口组合控制液面波动范围在 ± 2 mm 以内；近年来广泛应用的电磁制动（EMBR）技术是控制结晶器内钢流流态的有效手段；而采用滤芯压下（LCR）技术不仅可使结晶器液面稳定，还具备潜在的提高连铸拉速的可能。

3）结晶器保护渣特殊技术，例如对铝镇静钢，保护渣应有可吸收 Al_2O_3 的能力且消耗量应稳定；对厚钢板生产，应使用均匀流入的保护渣以防止液面部分缺渣。

4）结晶器振动特殊技术，对易产生振动缺陷的钢材，在保证稳定操作的范围内，尽量缩短负滑脱时间（结晶器下降速度与拉拔速度之差）。

5）二次冷却技术，二次冷却对连铸环纵裂和横裂等表面裂纹均有影响，近年来，一般都采用窄辊距（减少辊子间鼓肚）和弱冷却方式（保证铸坯表面温度均匀而提高表面质量）。

钢铁材料的冶炼和连铸过程是控制钢中杂质元素和夹杂物的总量及其分布的最主要措施，表 6.8-2 列出了目前在微合金钢生产中广泛采用的有效控制夹杂物的工艺技术措施。

表 6.8-2　有效控制微合金钢中夹杂物的工艺技术

技术目的	基本措施		基本技术		
			基本冶炼	二次精炼	连铸
减少夹杂物产生	降低氧化物量	降低钢中［O］	1）复吹 2）控制终点［C］	1）悬浮吹氧 2）真空脱氧	
		防止转炉渣流入	1）转炉挡渣 2）钢水罐除渣		
		防止钢包渣氧化	1）防止转炉渣流入或扒渣 2）稠化钢包渣 3）钢包渣变性脱氧	钢包渣变性脱氧	1）钢包渣流入的探测 2）防止钢包渣流入（浮阀等）
	防止二次氧化	防止耐火材料氧化		中性或碱性耐材（消除 SiO_2 基耐材，使用耐侵蚀耐材）	1）中性或碱性耐材 2）防止中间罐渣氧化
		防止空气氧化	使用钢包合成渣	1）氩封 2）真空处理时防止泄漏	1）封闭 TD 2）TD 采用氩封 3）钢包全 TD 铸流密封 4）内装式 IN 5）TD 渣
减少外来夹杂物	防止耐材熔损	选择耐材		中性或碱性耐材（消除 SiO_2 基耐材，使用耐侵蚀耐材）	中性或碱性耐材（消除 SiO_2 基耐材，使用耐侵蚀耐材）
	防止渣流入	防止钢包渣流入 TD			1）钢包渣流入的探测 2）防止钢包渣流入（浮阀等）
		防止 TD 渣流入结晶器			1）TD 下堰 2）TD 挡渣器 3）探测 TD 渣流入



续表 6.8-2

技术目的	基本措施		基本技术		
			基本冶炼	二次精炼	连铸
减少外来夹杂物	防止结晶器保护渣流入	稳定浇注和保护渣选择 结晶器中钢水流量控制			1）小振幅振动 2）结晶器液面控制 3）高黏度保护渣 4）氩气流量控制 5）浸入式水口设计和浸入深度控制 6）应用电磁搅拌
夹杂物的上浮和分离	夹杂物的上浮和分离	利用夹杂物的上浮和分离条件	保证适当的出钢时间	1）钢水搅拌 2）气体搅拌 3）真空环流 4）电磁搅拌	1）低速浇注 2）大尺寸 TD 3）TD 吹氩 4）TD 挡墙 5）直弯型连铸机 6）TD 钢水加热 7）IN 设计和浸入深度 8）应用 EMS、EMB 9）氩气保护浇注 10）TD 设计
		控制夹杂物形状，加快上浮	1）选择脱氧剂 2）加入脱氧剂的次序 3）钢水罐合成渣	1）选择脱氧剂 2）加入脱氧剂的次序 3）加入钙基合金 4）喷吹合成渣	
	夹杂物的捕集	通过吸收和黏附捕集夹杂物		钢包渣成分控制	1）TD 渣 2）结晶器保护渣 3）TD 杂物过滤器
	防止夹杂物的黏附和脱落	防止夹杂物黏附到耐材上			1）TD 耐材选择 2）IN 耐材选择 3）IN 交换的频率 4）浇注期间吹氩
使夹杂物无害化	夹杂物形状控制	使夹杂物变形	选择脱氧剂	1）加入钙基合金 2）喷吹合成渣 3）YAl_2O_3	
		Al 脱氧的悬浮		[C] / [O] 控制	不脱氧钢浇注
		不变形夹杂物（$MnS \to CaS$）	降低钢中 [S]	1）喷 CaO 基合成渣脱氧 2）加入钙基合金	降低中心偏析

3.3 微合金钢的再结晶控制轧制（RCR）

微合金钢与普通低碳钢和普通低合金高强度钢的最主要区别在于微合金元素的存在将明显改变其轧制热形变行为，通过控制微合金钢的轧制及轧后冷却过程使微合金元素的作用充分发挥，可以使钢材的性能显著提高。因此，微合金钢的轧制生产工艺与普通低碳钢和普通低合金高强度钢具有明显的区别，必须进行严格的控制。控制轧制和控制冷却是微合金钢生产中必不可少的工艺。

根据轧制变形后形变奥氏体晶粒是否发生再结晶可将微合金钢在奥氏体中的控制轧制工艺分为两类：即再结晶控制轧制和未再结晶控制轧制。

此外，也有很多研究工作和生产实际中采用了轧制变形一直持续到 $\gamma \to \alpha$ 双相区甚至完全的铁素体相区的双相区控制轧制或铁素体区控制轧制工艺，但由于对轧制设备的要求很高、钢材的强化方式将可能变为以位错强化为主，从而使其塑性和韧性降低、形成轧制织构使钢材性能出现各向异性等方面的原因，目前应用受到一定限制，故主要讨论微合金钢在奥氏体中的控制轧制工艺。

再结晶控制轧制是在钢材基体形变后可以基本完全发生再结晶的温度 T_{95} 以上的温度区间进行轧制变形，每道次轧制变形后钢材基体均发生完全的再结晶且每次再结晶后钢材基体晶粒均发生一定程度的细化，从而通过多道次累积再结晶细化而使钢材基体晶粒大幅度细化。其工艺示意图如图 6.8-4 所示，轧制过程中基体晶粒尺寸的变化示意图如图 6.8-5 所示。

由上述示意图可看出，再结晶控制轧制工艺的控制要点包括以下几点。

1）必须在形变奥氏体可以基本完全发生再结晶的温度 T_{95} 以上的温度区间进行轧制变形，以保证每道次轧制变形后能发生完全的再结晶。

2）在钢材化学成分及工艺设计时必须使开轧温度适当地高而 T_{95} 适当地低，以保证具有足够的温度区间安排较多的轧制道次。

3）每次再结晶发生后必须控制再结晶晶粒的长大，使得 $D_n < D_{n-1} < \cdots < D_1 < D_0$（$D_0$、$D_1$、…、$D_n$ 分别为初始



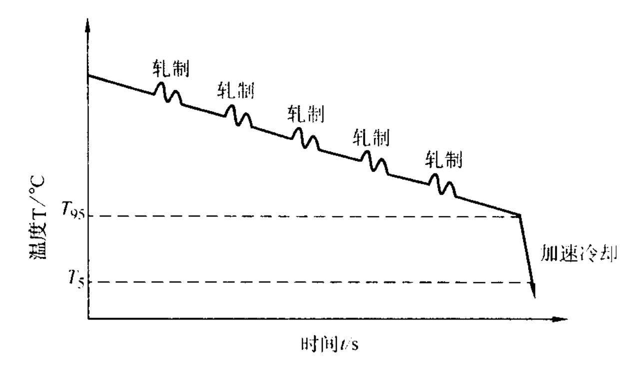


图 6.8-4 再结晶控制轧制工艺示意图

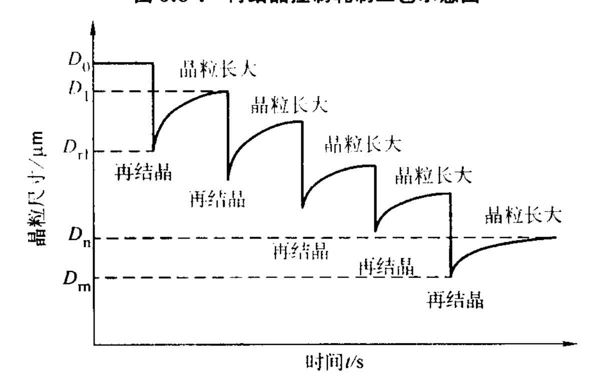


图 6.8-5 再结晶控制轧制过程中晶粒尺寸变化示意图

态、第 1、…、第 n 道次轧制后发生再结晶并发生晶粒长大而进入下一道次轧制前的晶粒尺寸。换句话说，若每道次再结晶晶粒细化比 D_{k-1}/D_{rk}（D_{rk} 为第 k 道次轧制后刚完成再结晶时的晶粒尺寸）为 f（f 一般在 2～3 之间），则 D_k/D_{rk} 应小于 f 并最好接近于 1（若等于 1 则表示再结晶后至进入下一道次轧制前晶粒根本没有长大）。而为了控制再结晶晶粒的长大，或者需要有足够体积分数的尺寸足够细小的第二相的存在；或者必须非常迅速地进入下一道次轧制（即道次间停留时间足够短），对最后一道次轧制而言为迅速进行加速冷却，从而不给晶粒长大过程留下较长的时间。

4）在形变奥氏体可以基本完全发生再结晶的温度 T_{95} 至形变奥氏体基本不发生再结晶的温度 T_5 之间的温度区间不能安排轧制道次以避免发生部分再结晶（部分再结晶将导致反常晶粒长大和混晶的产生）。在该温度区间一般应对钢材进行加速冷却。

5）再结晶控制轧制工艺一般可使奥氏体晶粒尺寸细化到 20 μm 左右，更进一步的细化必须结合采用未再结晶控制轧制工艺。

微合金元素在再结晶控制轧制工艺中的主要作用如下。

1）控制初始态奥氏体晶粒尺寸 D_0 使之不过分粗大。这方面主要通过微钛处理或加入适量的铌使得在均热过程中有一定体积分数的尺寸较为细小的氮化钛或碳氮化铌阻止晶粒长大来实现。

2）再结晶控制轧制进行到较低温度的最后几个道次，有一定体积分数的尺寸足够细小的微合金碳氮化物应变诱导沉淀析出，以控制再结晶晶粒的长大。这方面主要通过氮化钒或碳氮化铌的应变诱导沉淀析出来实现，但一旦微合金碳氮化物特别是碳氮化铌沉淀析出后，钢材基体完全发生再结晶的温度 T_{95} 将明显提高，而使轧制过程进入部分再结晶区，因此仅允许在再结晶控制轧制的最后 1～2 个道次有微合金碳氮化物应变诱导沉淀析出。

3）再结晶控制轧制要求在形变奥氏体可以基本完全发生再结晶的温度 T_{95} 之上的温度区间进行轧制，故要求钢材的 T_{95} 温度较低以安排足够道次的轧制变形。微合金元素特别是铌将使钢材的 T_{95} 温度明显提高，因而对再结晶控制轧制不利，故对完全采用再结晶控制轧制工艺实现全部轧制变形的钢材，一般不适宜加铌。

3.4 微合金钢的未再结晶控制轧制（CCR）

未再结晶控制轧制是在钢材基体形变后基本不发生再结晶的温度 T_5 以下至基体发生 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变的温度 A_{r3} 以上的温度区间进行轧制变形，每道次轧制变形后形变奥氏体均不会发生再结晶，从而使得变形效果逐道次累积，形变奥氏体晶粒成为严重变形的薄饼或长条状且晶内分布有大量的形变带组织，此过程中尽管晶粒体积未变化，但单位体积内的有效晶粒面积 S_V 迅速增大，在随后的 $\gamma\rightarrow\alpha$ 相变后可得到极为细小的铁素体晶粒从而使钢材基体晶粒大幅度细化。其工艺示意图如图 6.8-6 所示，轧制过程中基体有效晶粒面积 S_V 的变化示意图如图 6.8-7 所示。

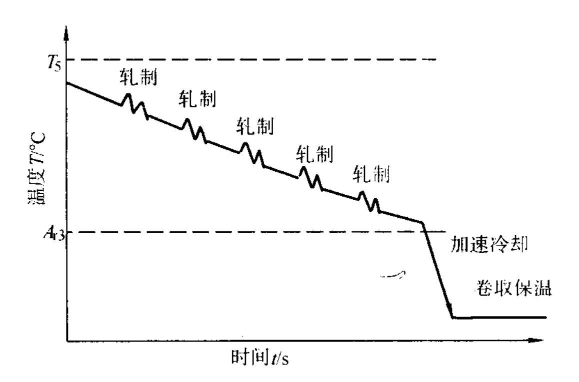


图 6.8-6 未再结晶控制轧制工艺示意图

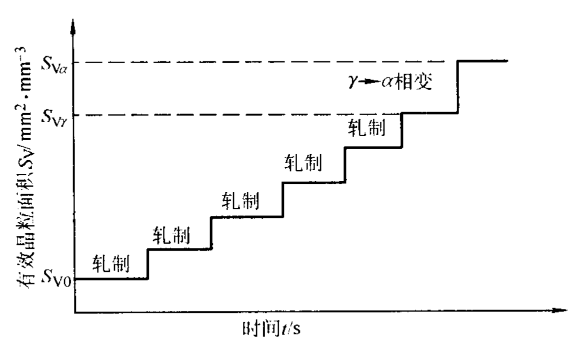


图 6.8-7 未再结晶控制轧制过程中有效晶粒面积变化示意图

3.4.1 未再结晶控制轧制工艺的控制要点

由上述示意图可看出，未再结晶控制轧制工艺的控制要点包括以下几点。

1）必须在形变奥氏体基本不发生再结晶的温度 T_5 以下的温度区间进行轧制变形，以保证每道次轧制变形不会发生部分再结晶。

2）每道次轧制后形变奥氏体均不会发生部分再结晶以保证每道次的形变效果得以累积。

3）在钢材化学成分设计时必须使 T_5 适当地高且 A_{r3} 适当地低，以保证具有足够的温度区间安排较多的轧制道次。前者主要是通过加入 Nb、B 等元素来实现，而后者主要通过加入扩大奥氏体区元素，例如 Mn 来达到。

4）必须有足够的累积轧制变形量，因为形变有效晶粒面积增大比率 $S_{V\gamma}/S_{V0}$（S_{V0}、$S_{V\gamma}$ 分别为轧制前、轧制完成后的奥氏体有效晶粒面积）主要取决于累积轧制变形量，累积轧制变形量越大，轧制完成后的奥氏体有效晶粒面积 $S_{V\gamma}$ 越大。



5）由于未再结晶控制轧制工艺最后几个道次的变形温度较低且要求的道次变形量较大，轧制抗力很大，因而对轧机功率及设备刚性的要求明显提高。

6）轧制变形完成后必须加速冷却以使 γ→α 相变在较低的温度发生，因为 γ→α 实际相变温度越低，相变有效晶粒面积增大比率 $S_{V\alpha}/S_{V\gamma}$ 将越大，相变后得到的铁素体晶粒有效晶粒面积 $S_{V\alpha}$ 越大，即铁素体晶粒尺寸 D_α 越小。此外，适当添加推迟 γ→α 相变的元素，例如锰、硼等也可使 γ→α 实际相变温度降低。图 6.8-8 表示出累积形变量及轧制变形后加速冷却速度对可获得的铁素体晶粒尺寸 D_α 的影响。

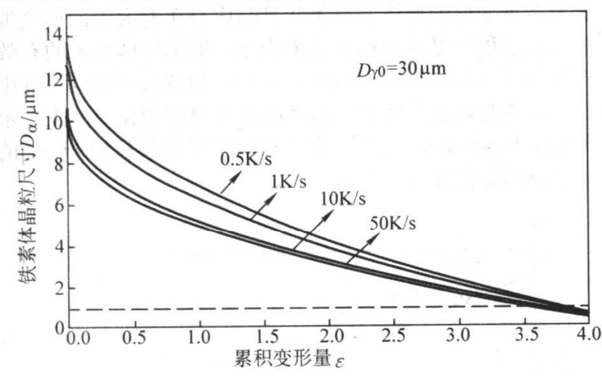


图 6.8-8 累积变形量及轧后加速冷却速度对铁素体晶粒尺寸的影响

7）未再结晶控制轧制并经 γ→α 相变后可获得的铁素体晶粒尺寸一般在 5 μm 左右，更进一步的细化则必须采用近年来迅速发展的形变诱导铁素体相变工艺。图 6.8-8 中所示的结果已包括了形变诱导铁素体相变细化铁素体晶粒的效果。

3.4.2 微合金元素在未再结晶控制轧制工艺中的主要作用

1）形变过程中应变诱导沉淀析出的微合金碳氮化物可有效阻止形变奥氏体再结晶，提高钢的 T_5 温度。根据微合金碳氮化物在奥氏体中的固溶度积公式的相关理论计算结果，这方面最为有效的是 Nb（C，N）和 VN 系。

2）处于固溶态的 Nb、B 等元素也可有效阻止形变奥氏体再结晶，提高钢的 T_5 温度。

3）控制初始态奥氏体有效晶粒面积 S_{V0} 使之适当地大（即未再结晶控制轧制前的等轴奥氏体晶粒尺寸适当细小）。这方面可通过前述再结晶控制轧制工艺来控制（当联合进行再结晶控制轧制和未再结晶控制轧制时），或通过适量未溶或沉淀析出的碳氮化铌或氮化钒阻止晶粒长大来控制。

4）形变过程中应变诱导沉淀析出的微合金碳氮化物的尺寸一般在 10 nm 以下，还可起到明显的沉淀强化作用。

5）轧制完成后仍处于固溶态的微合金元素可在一定程度上推迟 γ→α 相变，使 γ→α 实际相变温度降低。且这部分微合金元素在 γ→α 相变过程中可以相间沉淀的形式或在后面的卷取保温温度下在铁素体中均匀沉淀析出，从而取得明显的沉淀强化作用。

3.5 微合金钢的形变诱导铁素体相变（DIFT）

未再结晶控制轧制过程中，当轧制形变温度接近于钢的 A_{r3} 温度时，由于形变奥氏体晶粒内的形变储能不能通过再结晶而释放，而这种形变储能将促进 γ→α 相变，使相变温度升高到 A_{d3}（A_{d3} 为存在形变储能时钢材的 γ→α 相变温度，$A_{d3}>A_{r3}$ 且形变储能越大，二者之间差别越大），这就使得 γ→α 相变将有可能在轧制变形过程中进行（相变完成有可能持续到形变之后），而若形变储能足够大，γ→α 相变将以动态或准动态的相变方式发生，即发生形变诱导铁素体相变（DIFT）。

发生形变诱导铁素体相变时，铁素体晶粒将在奥氏体晶界和晶内形变带上突发式形核且形核率非常高，由此限制了铁素体晶粒的长大过程；当一层铁素体晶粒形成后，由于未相变区域的形变奥氏体中的形变储能并未释放（甚至随轧制变形的继续进行还有所增高），A_{d3} 仍保持较高，γ→α 相变仍可继续进行，因而在先期形成的 γ-α 相界上又可突发式形核且形核率非常高，由此推进式地不断形核相变，最终完成 γ→α 相变。由于整个相变过程中铁素体晶粒的长大均受到限制，因而最终将可获得极为细小的铁素体晶粒。形变诱导铁素体相变的原理示意图如图 6.8-9 所示，图 6.8-10 为采用形变诱导铁素体相变工艺所获得的极为细小的铁素体晶粒组织，图 6.8-11 则为低碳钢（包括普低钢和微合金钢）在奥氏体区进行各种热机械变形加工（TMCP）工艺的相对区域示意图。

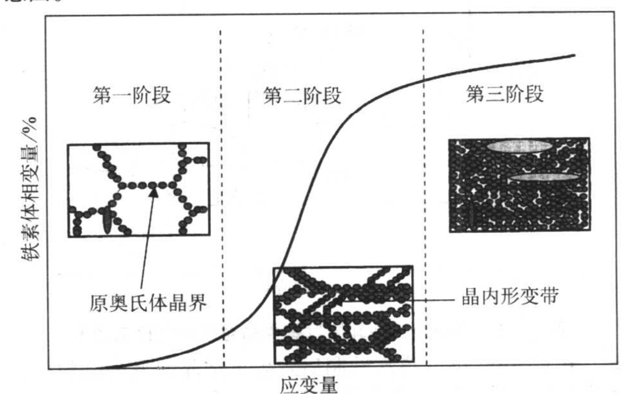


图 6.8-9 形变诱导铁素体相变原理示意图

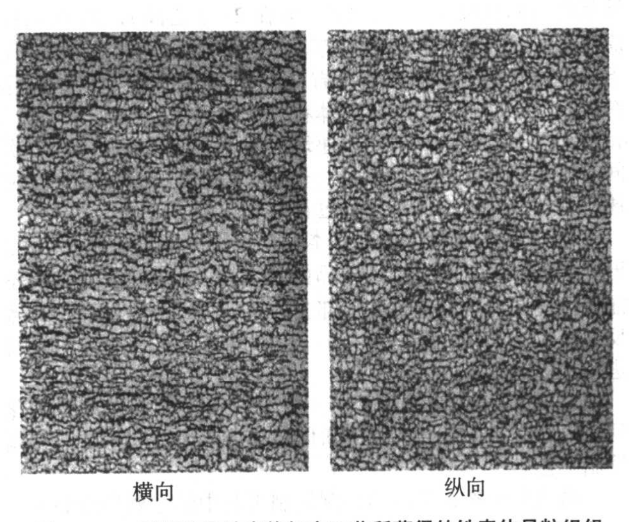


图 6.8-10 形变诱导铁素体相变工艺所获得的铁素体晶粒组织

3.5.1 形变诱导铁素体相变工艺的控制要点

1）形变诱导铁素体相变前累积的形变储能越大，铁素体的形核率越大，可获得的铁素体晶粒越细小，且形变诱导铁素体相变进行得越完全。若相变前累积的形变储能不足，则形变诱导铁素体相变可能进行到一定程度就会终止，原奥氏体晶粒心部的剩余部分将以通常的非动态 γ→α 相变方式相变而在该区域得到相对于 DIFT 较为粗大的铁素体晶粒。

2）必须在形变奥氏体基本不发生再结晶的温度 T_5 以下的温度区间进行足够累积变形量的轧制变形，以保证累积足够的形变储能。由于这一要求与未再结晶控制轧制工艺是相同的，因而采用形变诱导铁素体相变工艺的钢材的轧制工艺通常均包含未再结晶控制机制。

3）在钢材化学成分设计时必须使 T_5 适当地高且 A_{r3} 适当

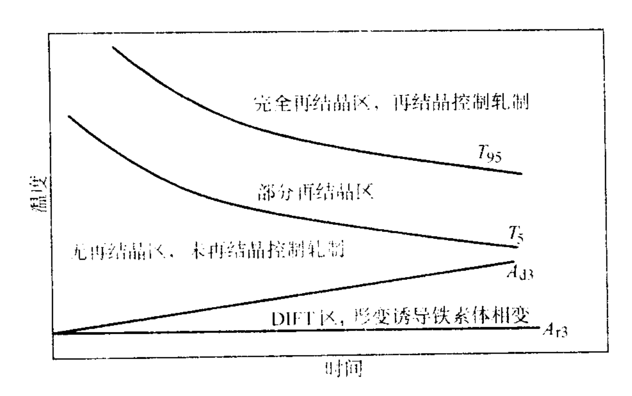


图 6.8-11 奥氏体区各种 TMCP 工艺相互关系示意图

地低，保证具有足够的温度区间安排较多的轧制道次以累积足够的变形量和形变储能。前者主要是通过加入 Nb、B 等元素实现，而后者主要是通过加入扩大奥氏体区元素，例如 Mn 来达到。

4）由于形变储能不仅与累积变形量有关，同时还与形变温度和形变速率有关。同样的累积变形量条件下，形变温度越低、形变速率越大，则形变储能将越高。因此，应适当地在轧制的最后道次安排较大压下量的轧制变形工序，以明显提高钢材的形变储能乃至形变诱导铁素体相变的效果。

5）在一定的温度范围内，形变诱导铁素体相变发生的温度越低，铁素体的形核率越大，可获得的铁素体晶粒越细小。

6）如果能够控制微合金碳氮化物的沉淀析出过程，使之在刚形成的 γ-α 相界上靠铁素体一侧（微合金碳氮化物在奥氏体和在铁素体中的固溶度积在此时有一突变，从而有利于其在铁素体中沉淀析出）沉淀析出，则可更为有效地阻止铁素体晶粒的长大，获得细小的铁素体晶粒。

7）目前采用未再结晶控制轧制与形变诱导铁素体相变工艺相结合的方法，在工业生产中可获得的铁素体晶粒尺寸一般在 1～5 μm，而在实验室条件下甚至可得到低于 1 μm 的铁素体晶粒尺寸，充分实现了钢铁材料的超细晶化甚至纳米化。

3.5.2 微合金元素在形变诱导铁素体相变工艺中的主要作用

1）轧制形变过程中应变诱导沉淀析出的微合金碳氮化物可有效阻止形变奥氏体再结晶，提高钢的 T_5 温度和形变储能。

2）处于固溶态的 Nb、B 等元素也可有效阻止形变奥氏体再结晶，提高钢的 T_5 温度和形变储能。

3）γ→α 相变前仍处于固溶态的微合金元素可在一定程度上推迟 γ→α 相变而降低 A_{r3}，使形变诱导铁素体相变在更低的温度发生，从而使 DIFT 晶粒更为细小。

4）γ→α 相变后在铁素体中沉淀析出的微合金碳氮化物可阻止铁素体晶粒的长大，且可起到明显的沉淀强化作用。

3.6 微合金钢的双相区控制轧制和铁素体区控制轧制

有不少生产厂家和相应的研究工作进行了微合金钢的双相区控制轧制和铁素体区控制轧制工作。相关试验结果表明，当形变完全在奥氏体区进行时，γ→α 相变后得到的铁素体晶粒中的位错密度很低；而当轧制形变持续到 γ+α 双相区甚至完全的铁素体区时，变形铁素体晶粒将可能被拉长，晶粒中将产生高密度的位错、位错缠结、位错网络、亚晶（或位错胞）。此外，当形变完全在奥氏体区进行时，最终所得到的铁素体是无织构的（织构很弱且混乱）；而当轧制形变持续到 γ+α 双相区甚至完全的铁素体区时，将产生明显的织构，取向从 {110}〈011〉到 {111}〈110〉附近连续分布。

高度变形的铁素体晶粒可能发生再结晶，从而使铁素体晶粒进一步细化，在提高钢材强度的同时提高钢材的韧性（降低冷脆转折温度）。但一般变形条件下很难达到使之发生再结晶的程度。

变形而未再结晶的铁素体晶粒中的位错和亚结构会产生明显的强化效果。例如，钢材亚晶强化的效果可以用类似于 Hall-Petch 的关系式表述，亚晶强化强度增量正比于亚晶尺寸的负二分之一次方；但亚晶强化对钢材的韧性不利，适当的回复可有效减轻其对韧性的不利影响（但同时带来亚晶强化的减弱）。此外，织构的形成使钢材的性能生产各向异性，在某些特定的使用场合是有利的，可使在我们所需要的方向上的强度进一步提高；同时，简单立方织构 {111}〈110〉的织构强度增大还可明显降低钢材的冷脆转折温度。

双相区轧制还有另外一个重要的作用，轧制前存在的奥氏体晶粒变形后再发生相变而得到的铁素体晶粒相对强度较低，而轧制前就已是铁素体的晶粒经变形后将由于亚晶强化和位错强化而使强度升高，由此获得的由强度和塑韧性不同的相当于双相组织的钢材在其后的冷成形加工中可能表现出较好的冷成形性能。适当地控制双相区轧制前两相的相对比例并控制双相区轧制变形量对获得所需的组织和性能是非常重要的。

然而，双相区控制轧制和铁素体区控制轧制还有很多重要的基础理论问题和工艺技术问题尚需解决，工业生产中对轧制设备的轧制力和刚度的较高要求也在很大程度上限制了其广泛应用。

3.7 微合金钢的控制冷却

正如前面在相关工艺分析中所指出的，控制轧制工艺在很多情况下还必须包括控制冷却工序，由于在低碳钢（包括普通低合金钢和微合金钢）的轧制过程中控制冷却通常是使冷却速度增大，因而在很多文献中也将其称为加速冷却（AC）。控制轧制和控制冷却是微合金钢发展历程中提出并必须采用的先进工艺。

加速冷却工艺的主要目的是使钢材迅速通过一定的温度区间，避免在这些温度区间可能发生的对钢材性能不利的组织变化，进一步改善钢材的性能，同时还可明显缩短生产周期。而轧制完成之后的加速冷却往往还具有获得所需要的特殊基体组织，例如针状铁素体、贝氏体或部分马氏体及适量残余奥氏体的作用。控制冷却技术一般包括：

1）在形变奥氏体可能发生部分再结晶的温度区间加速冷却，防止形变奥氏体发生部分再结晶及其所导致的混晶现象。

2）在轧制变形结束至卷取保温温度之间的温度区间加速冷却，主要是控制 γ→α 相变使之在较低的温度发生而取得更好的相变细化晶粒效果（冷却速度增大，将使 γ→α 相变开始温度下降，过冷度增大而使相变化学驱动力增大，从而增大形核率获得更好的细化晶粒效果），同时控制微合金碳氮化物在铁素体中的沉淀析出温度以获得最佳的沉淀强化效果（冷却速度增大，将使微合金碳氮化物在冷却过程中抑制析出，而在适当低的卷取保温温度沉淀析出，同时由于过冷度增大而使沉淀析出相变的化学驱动力增大，从而增大形核率获得更细小的微合金碳氮化物沉淀相）。

3）在轧制变形结束至室温之间的温度区间加速冷却，对需要获得特定基体组织的钢种采用，其主要目的是避免发生通常的铁素体珠光体相变，得到所需要的贝氏体（超低碳贝氏体钢）、马氏体（低碳索氏体钢）、部分马氏体（双相钢）或适量残余奥氏体（TRIP 钢）组织。

4）其他需要控制冷却速度的情况，例如在形变诱导铁



素体相变工艺中，为了将轧制变形量集中于最后道次，则可能需要空抛其前面的道次并控制最后道次的进辊温度，这时将需要在道次间进行控制冷却。

4　微合金钢的常用钢号

微合金钢发展到现在，实际上并未形成完全独立的钢类，即微合金钢并非一特定的钢类，而仅是现有钢类中添加了微合金元素而使其性能明显提高的新的钢号。因此，各国的钢铁材料标准中并未将微合金钢单独列出，而通常是在普碳钢和普低钢（国际上常称为 HSLA 钢）中包含大量的微合金钢钢种，同时在很多未标注微合金元素的普碳钢和普低钢中也允许加入微合金元素而使其成为实际上的微合金钢。此外，由于各生产厂商生产条件的限制和生产习惯的不同，即使同一钢号的普碳钢和普低钢，其中加入的微合金元素的种类和加入量也互有差别而成为不同钢号的微合金钢。表 6.8-3 列出我国普低钢的化学成分，可以看出，其中大部分钢种均属于微合金钢，即使钢号中未出现微合金元素的钢种，也允许加入适量的微合金元素而成为实际的微合金钢。

此外，根据与国际标准接轨的需要，又制定了新的低合金钢标准，该标准根据钢材的屈服强度将低合金钢分为 5 个等级，即 Q295、Q345、Q390、Q420、Q460；同时规定了 5 个质量等级，即 A、B、C、D、E 级，A 级不做冲击试验，B、C、D、E 级分别进行 +20℃、0℃、-20℃、-50℃的冲击试验。新标准规定钢中必须加入钒、铌、钛、铝等微合金元素但不规定具体的种类及含量。因此，新标准的低合金钢实际上都是微合金钢。

此外，在很多专业用钢的标准中，例如低合金耐候钢（GB/T 4171、GB/T 4172）、锅炉和压力容器用钢（YB/T 40）、管线钢、桥梁用钢（YB/T 168、YB/T 10）、低温用钢、钢筋混凝土用带肋钢筋（GB/T 1499）、矿用低合金钢（GB/T 4697）、汽车大梁用钢（GB/T 3273）、汽车壳体用钢、煤气瓶钢（GB/T 6653）、集装箱用钢、船体用钢（GB/T 712）等，均有大量的微合金钢钢号，且在钢号中未标注微合金元素的同样也允许加入微合金元素。由此，目前国内外大规模生产的微合金钢钢种达数百个，且随着微合金化原理及相关工艺技术的开发应用，要求微合金钢的合金成分随之变化而更好地适应新工艺技术的要求，因而不断有新开发的微合金钢钢种投入工业生产应用。

表 6.8-3　低合金结构钢的化学成分（质量分数）(摘自 GB/T 1591—1988)　　%

牌号	C	Mn	Si	V	Ti	Nb	Cu	N	RE 加入量	S	P
										≤	
09MnV	≤0.12	0.80~1.20	0.20~0.55	0.04~0.12						0.045	0.045
09MnNb	≤0.12	0.80~1.20	0.20~0.55			0.015~0.050				0.045	0.045
09Mn2	≤0.12	1.40~1.80	0.20~0.55							0.045	0.045
12Mn	0.09~0.16	1.10~1.50	0.20~0.55							0.045	0.045
18Nb	0.14~0.22	0.40~0.80	0.17~0.37			0.020~0.050				0.045	0.045
09MnCuPTi	≤0.12	1.00~1.50	0.20~0.55		≤0.03		0.20~0.40			0.045	0.15~0.12
10MnSiCu	≤0.12	1.25~1.60	0.80~1.10				0.15~0.30			0.045	0.045
12MnV	≤0.15	1.00~1.40	0.20~0.55	0.04~0.12						0.045	0.045
14MnNb	0.12~0.18	0.80~1.20	0.20~0.55			0.015~0.050				0.045	0.045
16Mn	0.12~0.20	1.20~1.60	0.20~0.55							0.045	0.045
16MnRE	0.12~0.20	1.20~1.60	0.20~0.55						0.02~0.20	0.045	0.045
10MnPNbRE	≤0.14	0.80~1.20	0.20~0.55			0.015~0.050			0.02~0.20	0.045	0.06~0.12
15MnV	0.12~0.18	1.20~1.60	0.20~0.55	0.04~0.12						0.045	0.045
15MnTi	0.12~0.18	1.20~1.60	0.20~0.55		0.12~0.20					0.045	0.045
16MnNb	0.12~0.20	1.00~1.40	0.20~0.55			0.015~0.050				0.045	0.045
14MnVTiRE	≤0.18	1.30~1.60	0.20~0.55	0.04~0.10	0.09~0.16				0.02~0.20	0.045	0.045
15MnVN	0.12~0.20	1.30~1.70	0.20~0.55	0.10~0.20				0.010~0.020		0.045	0.045

注：1. 各牌号的钢，允许加入钒、铌、钛等微量合金元素。
2. 钢中铬、镍、铜的残余含量应各不大于质量分数 0.30%。如供方能保证，可不作分析。

5　微合金钢号的选择原则、注意事项及选用实例

由于微合金钢具有多方面十分优良的性能，因而获得了非常广泛的应用，但在不同的钢类中我们主要利用微合金元素的某几方面的作用，因而对不同的钢类微合金元素的作用机理将有所差别。下面将对不同钢类中的微合金钢钢号的选择原则、生产应用特点及注意事项进行分析。由于微合金钢实际上已在所有的工程结构钢类中获得了广泛的应用，而本章不可能对所有钢类进行详尽的分析，故这里所给出的主要是用量较大的典型钢类中的微合金钢，本章未述及的钢类可参见相应的章节。

5.1　建筑用微合金钢

我国目前正处在工业化社会的大规模建设期，大量的基础设施工程建设、工农业建筑建设和民用建筑建设需要大量的建筑用钢，据统计，我国目前总钢产量的 60% 左右是建筑用钢。建筑用钢种类繁多，对大多数民用建筑来说，为了降低建造成本，广泛采用普低钢；但对于建造质量和安全性要求较高的大型工程建筑来说，则需要采用性能优良的微合金钢。随着我国现代化水平的不断提高，大型工程建筑和城市高层建筑等的建设需求不断增大，对建筑用微合金钢的需



求将迅速增长。

5.1.1 性能要求

建筑用钢所要求的最主要性能是屈服强度，例如建筑用钢中用量最大的钢筋钢按屈服强度等级分类可分为Ⅰ（235 MPa）、Ⅱ（335 MPa）、Ⅲ（400 MPa）、Ⅳ（540 MPa）级；建筑用高强度钢板则已形成 490 MPa、590 MPa 和 780 MPa 级的系列。若钢筋钢的强度等级普遍由Ⅱ级提高到Ⅲ级，则可通过减少钢筋在混凝土中的布筋密度，节省钢筋用量 14%，有利于明显降低建筑成本。而钢结构建筑物的支柱和框架若使用高强度中厚建筑钢板代替低强度钢，可节约钢材 10%～20%，且由于梁断面高度的减少，可增大建筑空间的利用率或降低建筑物的高度 3%。

建筑用钢还要求具有较高的塑性和韧性，以保证建筑结构的施工需要和使用安全性。例如钢筋钢要求具有一定的塑性变形能力，除要求较高的总伸长率外，还要求具有较高的均匀伸长率和较好的冷弯性能。为提高钢材的塑性变形能力，最重要的就是控制钢的屈强比，目前对大多数建筑用钢均要求其屈强比不大于 0.85，而对具有特殊要求的超低屈强比钢，甚至要求屈强比不大于 0.5。较低的屈强比还对提高建筑物的抗震性能明显有利。

建筑用钢施工过程中广泛采用焊接方法连接，因而要求建筑用钢具有良好的焊接性。焊接性能的最主要评价指标是焊接碳当量（C_{eq}）和焊接裂纹敏感性指数（P_{cm}）。由于这两个指标均主要与钢中碳含量有关，故降低碳含量是提高焊接性的最有效方法。

此外，随着对建筑物使用寿命和使用安全性要求的提高，对外露的建筑用钢的耐候性、高层建筑用钢的耐火性、低温建筑用钢的低温韧性等也具有相应的要求。

5.1.2 建筑用钢的微合金化

高性能建筑用钢由于对其性能特别是强度具有较高的要求，因而普遍使用微合金钢并采用 TMCP 工艺生产。微合金化的主要目的是显著细化钢材晶粒以提高钢材的强度和韧性，同时产生微合金碳氮化物的沉淀强化以提高钢材的强度；而在微合金化大幅度提高强度的基础上就可明显降低钢材的碳含量以提高钢材的塑性和焊接性。

由于各种高性能建筑用钢对性能的要求的侧重及其生产工艺的差别，所采用的微合金元素及其用量也有一定的差别。例如高性能钢筋钢（Ⅲ级以上）通常采用 V-N 微合金化，而高性能钢板和 H 型钢等则多采用 Nb 微合金化。

5.1.3 微合金化钢筋钢

目前国际上用于建筑结构的钢筋钢，其屈服强度均大于 400～500 MPa，为与国际接轨并节约钢材，我国正在大力推广建筑用低合金钢筋的升级换代工作，把目前大量使用的屈服强度较低的Ⅱ级钢筋（$\sigma_S \geqslant 335$ MPa），提高到屈服强度较高的Ⅲ级钢筋（$\sigma_S \geqslant 400$ MPa）。为提高钢筋钢的屈服强度，通常采用的方法有：热处理（含穿水冷却）、冷变形和微合金化。热处理方法性能不稳定，时效敏感性高，很难满足使用要求；冷变形方法可较容易地提高钢筋的强度，但大大降低了钢筋的塑性和韧性；目前普遍认为最好的方法是微合金化。在微合金化钢筋钢中，通常采用的微合金化元素是 V，V 对钢材的终轧温度等轧制条件没有严格的限制，长形材生产中需要采用较高的终轧温度（980～1 000℃），因而通常采用再结晶控制轧制工艺，这限制了 Nb 微合金钢的采用，但对 V 微合金钢来说，较高的终轧温度却有利于 V 的固溶从而对低温下碳氮化钒的沉淀析出有利。同时，为充分发挥钒的作用，在钢中适当增加氮含量，使钢中的 V/N 比接近理想化学配比（3.64），从而适当提高碳氮化钒的开始沉淀析出温度，将可在终轧道次阻止再结晶晶粒的长大而细化晶粒；同时增大碳氮化钒低温析出的化学驱动力而使钢中析出更多、更细小弥散的碳氮化钒颗粒，而产生更显著的沉淀强化效果。钢铁研究总院的研究结果表明，钢中增加氮含量具有明显的细化晶粒效果，在钒含量相同的情况下，增氮可使普通工艺生产的钢筋钢的晶粒尺寸细化到 5.8 μm；同时可大大促进碳氮化钒细小颗粒的沉淀析出，析出量可增加 1 倍；由此显著提高钢的强度，每增加质量分数为 0.001% 的氮可提高强度10 MPa，增加质量分数为 0.01% 的氮可提高抗拉强度 135 MPa，提高屈服强度 120 MPa。而在强度水平要求相同的情况下，增氮可节约钒的添加量 30%～40%，具有较好的经济效益。

在实际生产中，为使钢中的氮含量按生产者的设计要求进行准确的控制，目前广泛采用一种稳定的增氮剂—— Nafrovan12（V：80%，N：12%），经我国各钢铁生产企业大量使用结果证明，效果良好。采用钒氮复合微合金化技术的高强度钢筋是被冶金生产厂和用户共同认可的有发展前景的建筑用低合金钢。

5.1.4 微合金化高强度钢板

随着建筑结构的高层化和大跨距的发展，钢结构建筑物的支柱和框架都需要使用高强度中厚钢板，钢材强度越高，则使用的钢板的厚度就可减薄，便于施工和焊接，同时可减轻结构重量，降低建造成本，提高结构的可靠性。目前建筑用高强度钢板已形成 490 MPa、590 MPa 和 780 MPa 级的强度系列，最大厚度已达 100 mm。建筑用高强度钢板主要是以 C-Mn 钢为基，根据需要适当添加少量的 Cr、Mo、Ni 及微合金元素 Nb，并采用先进的 TMCP 工艺（未再结晶控制轧制及形变诱导铁素体相变工艺）生产，以获得良好的综合性能，使其屈强比 ≤0.85，碳当量 $C_{eq} \leqslant 0.47$（590 MPa 级），$C_{eq} \leqslant 0.60$（780 MPa 级）。

5.1.5 微合金化耐火钢

建筑结构特别是高层和超高层钢结构建筑中，一旦发生火灾将造成灾难性后果，使人员和财产遭受巨大伤害和损失，因此对高层建筑的耐火设计要求越来越高。在发生火灾时，由于高温的影响使钢材的强度迅速降低，不能保持建筑结构所要求的强度，建筑结构将迅速坍塌，造成灾难性事故。建筑物的耐火设计中，可采用防火涂层保护钢结构，也可直接采用耐火钢建造钢结构。采用防火涂层方法，需在钢材表面上涂约 50 mm 厚的防火涂料，这不仅增加建造成本，且由于涂料有毒，会污染环境，损害施工人员的健康。近年来广泛采用的耐火钢可克服上述缺点，并有利于降低成本，扩大建筑物的有效利用空间。对耐火钢的耐火温度要求为 600℃，在 600℃的高温下钢的屈服强度不应低于室温标准强度的 2/3，如图 6.8-12 所示。

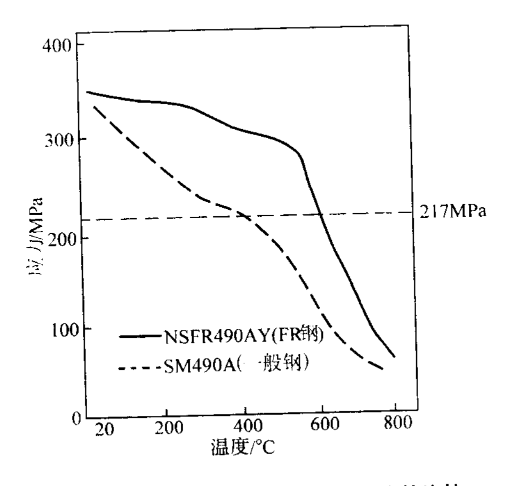


图 6.8-12 耐火钢与普通钢高温强度的比较



耐火钢的合金设计，基本上是在 C-Mn 钢的基础上，添加适量的 Mo 和 Nb，利用 Mo 和 Nb 的复合强化作用提高钢的高温强度，Nb 对钢材高温强度的有利影响是 V 和 Ti 无法达到的。目前已形成了抗拉强度为 345 ~ 490 MPa 级的耐火系列钢。常温下耐火钢的各种性能，例如焊接性、冷却加工工艺性等与普通钢相同。表 6.8-4 为耐火钢的技术性能要求。此外，有些耐火钢在耐火要求的基础上，还要求耐大气腐蚀性能时，这时往往在钢中还要添加少量的 Cr、Cu 等耐腐蚀元素，这就是耐火耐候钢。

表 6.8-4　耐火钢技术性能要求

强度级别	厚度 /mm	室温 σ_s/MPa	室温 σ_b/MPa	600℃ σ_s/MPa	0℃冲击吸收功 /J
400 MPa	≤100	≥235	400 ~ 510	≥157	≥27
490 MPa	≤100	≥315	490 ~ 610	≥217	≥27

5.1.6　微合金化 H 型钢

H 型钢亦称"平行宽翼缘工字钢"，根据使用要求和断面特性，通常把 H 型钢分为两类：梁型建筑构件用 H 型钢和柱型（或桩型）建筑构件用 H 型钢。与工字钢相比，H 型钢有许多优点：在单重相同时，H 型钢比普通工字钢的截面模数大，抗弯能力强；H 型钢的截面设计比工字钢合理，在承受载荷相同的条件下，H 型钢比工字钢节约金属 10% ~ 15%，H 型钢用在建筑上可减轻结构重量 30% ~ 40%，用在桥梁上可减轻结构重量 15% ~ 20%，是一种经济断面钢材；H 型钢造型美观，加工方便，施工快节约工时，缩短建设周期，可全天候施工等。因此，H 型钢在工业厂房、桥梁建设、煤矿建设、民用建筑，特别是高层建筑中获得了广泛的应用。

普通的 H 型钢均为非合金钢，当对 H 型钢的性能有较高要求或 H 型钢的翼缘和腹板较厚时，通常都采用 V-N 微合金化技术或 Nb 微合金化技术来生产高性能的 H 型钢。表 6.8-5 和表 6.8-6 是采用 V-N 微合金钢 TMCP 技术生产的特厚 H 型钢的化学成分和力学性能的一例。

表 6.8-5　特厚 H 型钢的化学成分（质量分数）

%

厚度/mm	C	Si	Mn	P	S	V	N	C_{eq}	P_{cm}
≥50	≤0.20	≤0.55	≤1.60	0.020	0.008	0.08	0.012	≤0.40	0.20

表 6.8-6　特厚 H 型钢的力学性能

板厚/mm	取样方向	σ_s/MPa	σ_b/MPa	屈强比	δ/%	ψ/%	A_{KV}（0℃）/J
≥50	纵向	325 ~ 445	490 ~ 610	≤0.80	≥23	≥25	≥27

5.2　桥梁用微合金钢

桥梁钢主要用于建造桥梁钢结构，最早普遍使用的是普低钢。而为了提高钢材的强度，往往采用较高的碳含量，建造桥梁时不得不采用铆接方法连接。1930 年德国研制成功碳含量较低的 St52 C-Mn 系低合金钢，锰的加入可使钢材强度明显提高因而可相应地降低碳含量，从此建造桥梁时的连接方法逐渐由铆接演变成焊接，同时对钢的韧性和焊接性的要求明显提高。随着大型钢结构桥梁向栓焊及全焊结构、大跨度、高参数方向的发展，对桥梁钢的强度和安全可靠性提出了更高的要求。

我国桥梁钢目前已纳入国家标准的钢号有：12Mnq、12-MnVq、16Mnq、15MnVq、16MnVNq，除 12Mnq、16Mnq 外均属于微合金钢。16Mnq 钢在我国最初的桥梁建造中得到较为广泛的应用，成功建造了栓焊结构的南京长江大桥，但其强度和韧性均较低、板厚的尺寸效应较大；后来采用微合金钢 15MnVNq 钢建造了九江长江大桥，其强度较高，但性能稳定性略有不足，性能合格率较低，难以满足更大跨度铁路桥梁建造的需要。近年来，随着冶金工艺技术的进步，武汉钢铁集团有限公司采用现代先进的冶金工艺技术开发出强韧性匹配好、焊接性能优良的 14MnNbq 钢，采用该钢成功地建造了芜湖长江大桥、武汉长江二桥和南京长江二桥。

5.2.1　性能要求

桥梁用钢首先要求较高的强度以提高桥梁的承载能力并减轻自重。目前我国桥梁钢的屈服强度范围为 245 ~ 440 MPa，但国外桥梁用钢的强度较高，例如美国 ASTMA709 中的 100W 钢的屈服强度已达到 700 MPa；日本的神户大桥等跨海大桥，大量使用了抗拉强度为 785 MPa 的 Wel-Ten80 钢；日本近几年建造的跨海大桥已使用了抗拉强度为 980 MPa 级的高强度钢。桥梁用钢还应具有良好的焊接性，由于桥梁结构已由铆接逐渐演变成焊接，因此要求桥梁用钢不断降低碳含量，改善钢的焊接性，特别是桥梁施工时，部分结构的焊接必须在露天环境下施工，因此要求钢材具有低的焊接碳当量（C_E）和低的焊接裂纹敏感系数（P_{cm}），尽量满足焊接不预热要求。桥梁用钢还应具有良好的韧性，特别是在寒冷地区服役的桥梁，还要求钢材具有优良的低温韧性，以保证服役工作温度高于钢材的零塑性转变温度，防止桥梁结构的脆性破坏。此外，桥梁始终在露天大气环境下服役，还要求桥梁钢具有良好的耐大气腐蚀性能，而在接近海洋的大气环境下，对钢的耐候性要求更高。桥梁钢还应具有较好的抗应变时效性能，即具有较低的应变时效敏感系数。

5.2.2　桥梁钢的微合金化

桥梁用微合金钢基本上以 C-Mn 钢为基，再根据需要添加一种或一种以上的微合金化元素。我国桥梁用微合金钢中添加的微合金化元素主要有 V、Ti 和 Nb，早期开发的桥梁钢主要采用 V 和 Ti，例如 15MnVNq 钢；近年来随着冶金工艺技术的进步，钢的洁净度大大提高，控轧控冷等现代生产手段逐渐推广，桥梁用钢主要采用铌进行微合金化，例如 14MnNbq 钢等。在耐大气腐蚀桥梁用钢中，还添加少量的 Cu、P、Cr 等元素。

Ti 是一种很强的碳氮化物形成元素，TiN 的形成温度很高，在液态钢水凝固过程中就能形成，钢中的氮和氧含量越低，则形成的 TiN 颗粒尺寸就越小，这些细小的颗粒均匀分布在钢中，其主要作用是：阻止均热时奥氏体晶粒的长大；在焊接过程中阻止热影响区晶粒粗化，提高热影响区的冲击韧性。此外，加入较高含量的 Ti 时，还能在钢中生成钛的碳硫化物，改变钢中硫化物的形态，减小钢的各向异性。我国的桥梁钢中钛的添加量通常为质量分数 0.02% ~ 0.04%。

Nb 也是一种强碳氮化物形成元素，加入钢中的铌能形成微细的碳氮化铌颗粒，其主要作用是：阻止均热时奥氏体晶粒的长大，但其阻止奥氏体晶粒长大的作用次于 Ti；显著提高钢的无再结晶温度，使钢材能在较高和较宽的温度区间内进行未再结晶控制轧制，在微合金化元素中，Nb 在这方面的作用最显著；产生沉淀析出强化，特别是在低碳钢中，碳氮化铌产生的沉淀析出强化增量明显高于 Ti 和 V；细化晶粒，特别是在未再结晶控制轧制加控制冷却的工艺条件下，Nb 细化晶粒的效果最为显著。在桥梁钢中，Nb 的添加量为质量分数 0.015% ~ 0.05%。14MnNbq 桥梁钢是我国铌微合金化桥梁钢的典型钢号。

V 也是一种较强的碳氮化物形成元素，加入钢中的钒能形成碳氮化钒颗粒，与 Nb 和 Ti 相比，V 在钢中的固溶度最大，在较低的温度（950 ~ 1 100℃）下，钒也可全部固溶于奥氏体中，通过普通的正火或回火处理，钒又较容易从钢中沉淀析出。其主要作用是：在再结晶区较低的温度（如 900℃）下进行再结晶控轧时，碳氮化钒能在原始奥氏体晶

界上应变诱导析出，阻止再结晶奥氏体晶粒的长大，阻止晶界铁素体的生成，细化 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变前的奥氏体晶粒；在600~700℃温度下，碳氮化钒颗粒在铁素体晶粒内大量析出，以这些微细碳氮化钒颗粒为核心生成晶内铁素体，进一步细化钢的晶粒；产生显著的沉淀析出强化效应。为了适当调节钒在奥氏体中的固溶度，可在钢中添加适量的N，从而提高碳氮化钒在奥氏体中应变诱导析出的温度并使增大其在铁素体中沉淀析出的化学驱动力。实际生产中使钢增氮时，以采用V-N复合添加剂Nitrovan12、16为最佳，可按设计要求稳定可控制地增氮，每增加质量分数为0.01%V可使钢中稳定增氮质量分数为 10×10^{-6}，在要求沉淀析出强化效果相同的情况下，可节约钒20%~40%。15MnVNq桥梁钢是我国V-N复合微合金化桥梁钢的典型钢号。

5.3 油气管线用微合金钢

采用管线输送石油和天然气至今已有100多年的历史。20世纪60年代后期，随着石油和天然气工业的飞速发展，管线钢的需求量非常迅速地增大，目前每年的生产销售量已达数千万吨，而输送管线逐渐向大口径、高压、厚壁和高韧性方向发展，对管线钢的强度级别要求也相应地大幅度提高。

20世纪70~80年代世界先进国家采用的油气管道的直径增加了1倍。1969年管径为762 mm以上的管线，美国占25%，前苏联占29%，到1980年762 mm以上的管线，美国增加到40%，前苏联增加到45%。目前普遍认为，输油管线适宜的最大管径为1 220 mm，输气管线适宜的最大管径为1 420 mm。

而管道输送压力增加，可大幅度提高管道的输送能力，当输送压力从7.5 MPa增加到10~12 MPa时，油气管线的输送能力可提高35%~60%，因此随着管线钢性能的提高和管道制造技术的发展，输送管道的压力一直在不断增大。20世纪50年代，油气管线的输送压力普遍为4.5 MPa，60年代增大到5.5 MPa，70年代增大到6.5 MPa，80年代以后国外新建的油气管线的输送压力通常都高于7.5 MPa，1985年前苏联建造的油气管线的输送压力已达到10~12 MPa，美国横贯阿拉斯加的油气管线压力为11.8 MPa，而欧洲油气管线的输送压力也增加到12 MPa。

若输送压力和管线直径同时增加则经济效益更显著。例如，采用输送压力为7.5 MPa、直径为1 400 mm的输气管道，代替压力为5.5 MPa，直径1 000 mm的管道，可节省投资35%，节省钢材19%。

5.3.1 性能要求

管线运行时，作用在管壁上的应力与输送管的管径和压力成正比，因此，随着管径和输送压力的增加，所需要的管线管壁厚度或管线钢的强度必须随之增加。20世纪60年代，油气管线用管线钢的强度级别一般为X60，到70年代管线钢的强度级别就上升到X65和X70，到80年代进一步上升到X80，现在已开始使用更高强度级别的X100~X120。我国目前使用的管线钢多为X60级，但西气东输管道已普遍采用X65~X80级的管线钢。

随着管壁厚度和管线钢强度级别的增加，油气管线发生脆性断裂事故的几率也不断增大；而近年来新发现的油气田多数都处在气候条件相当恶劣的边远地区，例如前苏联的西伯利亚油田、美国的普鲁德霍湾油田、欧洲的北海油田、我国的西部油田等。因此管线钢要求具有良好的冲击韧性，特别是处在寒冷地带的管线钢更要求具有良好的低温韧性和很低的韧脆转变温度。20世纪60年代管线钢的冲击吸收功要求为34 J，韧脆转变温度要求为0℃，但到80年代管线钢的冲击吸收功要求提高到120 J，韧脆转变温度要求降低到-45℃以下，为防止管道的脆性断裂，对管线钢韧性的要求越来越高。20世纪60年代，X60管线钢的的冲击吸收功要求高于33.8 J，到70年代X65和X70管线钢的冲击吸收功提高到60.9 J~81 J，到80年代X80管线钢的冲击吸收功进一步提高到121 J以上。

油气输送管线通常在野外铺设施工并焊接，因而要求管线钢应具有良好的焊接性。管线钢的焊接性一般要求 $C_E =$ 0.35%~0.40%，特殊要求 $C_E \leqslant 0.35\%$。由于油气输送管线焊接条件苛刻，所以对管线钢的焊接性要求特别高。管线用钢板除了必须具有良好的抗裂纹的启裂能力和裂纹的止裂能力外，还要求在现场焊接时，焊接接头具有良好的综合性能。为适应管线钢焊接性的苛刻要求，改善焊接性，管线钢正向低碳和超低碳方向发展，20世纪60年代油气输送管线用钢的碳含量 w（C）水平为0.10%~0.14%，到80年代就降低到0.01%~0.04%，超低碳贝氏体钢的碳含量则甚至降至0.01%以下。

根据管线钢大量破坏事故的调查，其中腐蚀事故占52%，在输送含 H_2S 的天然气的情况下，由腐蚀引起的破坏事故则高达74%。研究结果表明，管线钢产生的腐蚀断裂主要是氢致断裂（HIC）和硫化物应力腐蚀断裂（SSC）；在非金属夹杂物和钢铁基体的界面上析出的分子状态的氢所产生的压力，是产生氢致断裂的驱动力。显然，为防止氢致断裂的发生，要求管线钢必须具有良好的耐蚀性能特别是抗氢致裂纹产生的能力。

5.3.2 管线钢的微合金化

由于管线钢的综合性能要求特别是强度和韧性的配合要求甚高，因而几乎所有的管线钢均必须采用微合金钢。微合金钢的研究与生产应用一开始就与管线钢的发展紧密地结合在一起。

铌是管线钢中最广泛采用的微合金元素，铌在管线钢中的主要作用是：阻止均热时奥氏体晶粒的长大；在焊接过程中阻止热影响区晶粒粗化，提高热影响区的冲击韧性；显著提高钢的无再结晶温度，使钢材能在较高和较宽的温度区间内进行未再结晶控制轧制；明显促进形变诱导铁素体相变过程的发生；促进针状铁素体或超低碳贝氏体组织的形成以进一步提高强度；细化晶粒，特别是在未再结晶控制轧制加形变诱导铁素体相变工艺条件下，铌细化晶粒的效果最为显著；产生显著的沉淀析出强化；一定程度上提高钢材抗硫化氢腐蚀能力。

钒也是管线钢中经常采用的微合金元素，早期的管线钢中曾单独采用钒微合金化，但目前则广泛与铌复合加入，钒在管线钢中的主要作用是：再结晶控制轧制的最后道次应变诱导析出的碳氮化钒能阻止再结晶奥氏体晶粒的长大；卷取过程中在铁素体中沉淀析出的碳氮化钒颗粒能产生显著的沉淀析出强化；低碳索氏体钢中固溶的钒提高钢材的淬透性。

钛在早期的管线钢中主要用于改善硫化物形态，随着钢中硫含量的降低其应用有所减少，但20世纪80年代以后，随着钢材冶炼过程中钛的收得率的稳定性明显提高和高等级管线钢研制开发的需要，微钛处理在管线钢中被广泛采用。钛在管线钢中的主要作用是：阻止均热时奥氏体晶粒的长大；在焊接过程中阻止热影响区晶粒粗化，提高热影响区的冲击韧性；钛有效固定钢中的自由氮从而消除其对韧性的不利影响，并降低钢的时效敏感性从而提高钢的抗氢致裂纹产生的能力。

目前在管线钢中最多采用的是Nb-V复合微合金钢。

此外，超低碳贝氏体和低碳索氏体管线钢中还可加入适量的硼和钼以促进贝氏体的形成或提高钢的淬透性。

5.3.3 管线钢的组织性能关系与不同基体组织的管线钢的选用

管线钢的组织结构决定其使用性能和安全可靠性，按组织形态分类，管线钢可分为：铁素体/珠光体钢、微珠光体钢、针状铁素体钢、超低碳贝氏体钢和低碳索氏体钢。



铁素体/珠光体钢系指显微组织为铁素体/珠光体的管线钢，简称 F-P 钢。其基本成分是 C-Mn 钢，早期使用的管线钢基本都是 F-P 钢，例如 X52 及强度低于 X52 的管线钢。该类钢的碳含量（质量分数）为 0.10%～0.25%，锰含量（质量分数）为 1.30%～1.70%，通常采用热轧和正火处理，以获得良好的综合性能。当要求较高的强度时，通常采用的方法是把碳含量控制在上限，或在添加适量 Mn 的基础上采用适当的 Nb 和 V 进行微合金化。铁素体/珠光体钢的性能可由下式进行估算：

$$\sigma_S(MPa) = 15.4[3.4 + 2.1Mn + 5.4Si + 23N_f + 1.13d^{-1/2}]$$

$$\sigma_b(MPa) = 15.4[19.1 + 1.8Mn + 5.4Si + 0.25P + 0.5d^{-1/2}]$$

$$FATT(℃) = -19 + 44Si + 700\sqrt{N_f} + 2.2P - 11.5d^{-1/2}$$

式中，d 为等轴状铁素体晶粒尺寸，mm；N_f 为自由氮的质量百分数；P 为组织中珠光体的体积百分数；其他字母表示钢中相应元素的质量百分数。

从以上公式可以看出，铁素体/珠光体钢中的珠光体明显降低钢的韧性，珠光体含量每增加 10%，将使韧脆转变温度升高 22℃。而且珠光体量较大还将增大钢的碳当量，从而明显损害钢的焊接性。因此，通过降低钢的碳含量从而降低珠光体含量的微珠光体钢迅速研制开发出来，由于珠光体量的减少而导致的强度降低则可由微合金碳氮化物的沉淀强化和晶粒细化强化来弥补。微珠光体钢的典型成分系有 Mn-Nb、Mn-V、Mn-Nb-V 等，其碳含量小于 0.1%，微合金元素 Nb、V、Ti 的总和低于 0.1%（质量分数）。采用控轧控冷工艺生产，可使其晶粒尺寸细化到 4～5 μm，同时由弥散细小的微合金碳氮化物颗粒产生沉淀强化屈服强度增量在 100 MPa 以上，由此获得良好的强韧性配合。沉淀析出强化的脆性矢量（屈服强度每提高 1 MPa 导致韧脆转变温度升高的℃数）相对较小，远远低于珠光体强化和固溶强化，因而微珠光体钢得以迅速发展，其强韧化水平也获得迅速提高，已实际生产出具有较高韧性的 X70 级少珠光体钢。

对强度要求更高的管线钢可采用针状铁素体钢或超低碳贝氏体钢。针状铁素体钢和超低碳贝氏体钢实际上可认为是同一类钢。当钢中的碳含量低于 0.06%时，贝氏体的形成温度低于 450℃，形成的贝氏体呈板条状，在其长大过程中碳氮化物呈细片状析出，这种低碳或超低碳的贝氏体组织常被称为“针状铁素体”。严格地说，针状铁素体钢主要指碳含量小于 0.06%的高强度管线钢，超低碳贝氏体钢主要指碳含量小于 0.03%的管线钢，前者的典型成分为 C-Mn-Mo-Nb，后者的典型成分为 C-Mn-Mo-Nb-B-Ti。针状铁素体组织是由高位错密度的贝氏体型铁素体板条和板条之间形成的马氏体和残余奥氏体小岛（简称 M-A 岛）组成，因此针状铁素体钢的主要强化机制是：极细的贝氏体型铁素体晶粒或板条的细晶强化、高位错密度产生的位错强化、细小弥散分布的碳氮化物的沉淀强化、固溶在贝氏体型铁素体中的碳等元素间隙固溶强化和置换固溶元素的置换固溶强化。通过合理的合金设计并采用先进的控制轧制和控制冷却技术，针状铁素体钢的屈服强度可达到 700～800 MPa，因此这类超低碳贝氏体钢被称为 21 世纪的控轧钢。由于针状铁素体（超低碳贝氏体）的组织比较复杂，定量描述其显微组织与力学性能之间的关系尚在逐步完善中，目前已获得的公式有：

$$\sigma_S(MPa) = 88 + 27Mn + 83Si + 2\,900N_f + 15.1d_L^{-1/2} + \sigma_{ph} + \sigma_{dh}$$

$$FATT(℃) = -19 + 44Si + 700\sqrt{N_f} + 0.26(\sigma_{ph} + \sigma_{dh}) - 11.5d^{-1/2}$$

式中，d_L 为贝氏体型铁素体的板条尺寸，mm；d 为铁素体板条束尺寸，mm；σ_{ph} 为铁素体板条内碳氮化物的沉淀强化强度增量；σ_{dh} 为位错强化强度增量。

对针状铁素体钢断裂方式的研究结果表明，针状铁素体钢的解理断裂单元（小平面）与铁素体板板束的大小相对应，故在 *FATT* 的表达式中出现的是板条束尺寸，板条束是针状铁素体组织的“有效晶粒”。在控轧钢中铁素体条束的大小，可以通过降低再加热温度、形变量和终轧温度来控制，也可以通过轧后的冷却速度来控制，由此可使针状铁素体的“有效晶粒”尺寸大大细化至 1～3 μm，获得相当高的强度和韧性。

通过淬火＋回火热处理工艺，使钢获低碳索氏体组织可进一步提高钢的强度，采用这种工艺方法生产的管线钢被称为低碳索氏体钢，它主要用在要求厚壁、高强度和足够韧性的管线中。采用淬火＋回火的热处理方法，可进一步提高钢的强度，充分挖掘材料韧性的潜力，因此是未来强韧性兼备的管线钢的发展方向之一。低碳索氏体钢的典型成分为 C-Mn-V-B，屈服强度可达 800 MPa，FATT 可达 －40℃～－60℃。采用低碳索氏体钢制造管线时主要有两种方法：制造管线前钢板先进行热处理和热轧板制造管线后再进行热处理。由于热轧板比淬火回火钢板制管成形更容易，而且对大线能量焊接时造成的焊接接头的脆化可通过热处理来加以消除和改善，因此后一种方法更有优越性。制造过程中，常采用感应加热和喷水淬火。

5.3.4 管线钢的典型钢号

我国目前大量生产使用的管线钢主要为 X52～X65 级，属于铁素体/珠光体钢，且主要采用 Nb-V 复合微合金化；近期建设的西气东输管线则主要采用 X65～X80 级的管线钢，其中大部分已国产化；我国正在研制的管线钢有 X80～X100 级。我国宝钢生产的 X60 级管线钢的化学成分和力学性能见表 6.8-7 和表 6.8-8。而欧洲生产的几个 X80 级管线钢的典型化学成分和性能见表 6.8-9 和表 6.8-10。

表 6.8-7 宝钢生产的 X60 管线钢的化学成分（质量分数） %

元素	C	Mn	P	S	Nb	V
BJI370—90 标准	≤0.20	≤1.60	≤0.035	≤0.030	≥0.005	≥0.005
实际生产成分	0.08～0.11	1.30～1.40	0.009～0.023	0.008～0.016	0.038～0.044	0.046～0.054

表 6.8-8 宝钢生产的 X60 管线钢的力学性能

指　标	σ_S/MPa	σ_b/MPa	δ/%	A_{KV}（－10℃）/J
BJI370—90 标准	≥415	≥515	≥23	—
实际生产性能	430～600	520～670	30～41	54～91

表 6.8-9 欧洲生产的几个 X80 管线钢种的典型化学成分（质量分数） %

钢管尺寸	C	Si	Mn	P	S	Al	Mo	Nb	Ti	N	C_{eq}	P_{CM}
1 168.4×13.6	0.081	0.42	1.89	0.011	0.001 6	0.038	0.01	0.044	0.018	0.005 2	0.430	0.206
1 422.4×13.6	0.085	0.38	1.85	0.014	0.001 7	0.030	0.01	0.044	0.019	0.006 0	0.409	0.197
1 219.2×13.6	0.090	0.40	1.94	0.018	0.001 1	0.038	0.01	0.043	0.017	0.004 0	0.435	0.213
914.4×32	0.07	0.27	1.86	0.015	0.001 0	0.036	0.15	0.040	0.023	0.005 7	0.419	0.186

注：1. 钢管尺寸中前一数字为直径，mm，后一尺寸为管壁厚度，mm。
2. 第一个钢种化学成分（质量分数）中含 0.18%Cu、0.18%Ni，其他钢中含 0.03%Cu、0.03%Ni。



表 6.8-10 欧洲生产的 X80 管线钢的力学性能

钢管尺寸	σ_s /MPa		σ_b /MPa		δ /%		A_{KV}(−20℃) /J	
	平均值	标准差	平均值	标准差	平均值	标准差	平均值	标准差
1 168.4×13.6	603	21	737	22	22	2	182	30
1 422.4×13.6	607	18	716	10	23	2	183	29
1 219.2×13.6	592	14	729	16	21	1	176	32
914.4×32	569	—	679	—	46	—	224	—

5.4 汽车用微合金钢

汽车制造业中大量使用钢铁材料，据统计，发达国家中汽车用钢铁材料已占钢铁生产量的25%以上，成为用钢量最大的行业。随着我国汽车制造业的迅速发展，对汽车制造用钢的需求量日益增长，2003年我国汽车行业耗用钢材总量已超过1 000万吨，但仅占钢铁生产量的5%左右，继续增长的潜力十分巨大。近年来我国汽车用钢量的增长速度一直保持在20%以上，预计今后一段时期也仍将保持这样的增长速度。

汽车用钢是随汽车工业的发展而不断发展起来的，已有近百年的发展历史。汽车用钢中75%以上是低碳工程结构钢，随着对汽车用钢的性能要求特别是强度、安全性、表面质量的不断提高，需要大量地采用微合金钢以提高钢材的强度和韧性，因而汽车用微合金钢的发展和生产应用是微合金钢发展的重要方向。

汽车用微合金钢用量最大的有两类：汽车框梁用钢和汽车壳体用钢。此外，还有一些结构件，例如轮毂、高强度螺栓等也采用微合金钢。

5.4.1 性能要求

汽车框梁用钢用于制造汽车结构中的主要承载部件，其最重要的力学性能指标是强度，获得较高的强度以减轻车辆自重提高安全性和可靠性一直是汽车框梁用钢的重要发展方向。欧洲超轻量车身（ULSAB）样车通过大量采用钢，可比传统设计的车身减重25%。同时，为了成形的需要和提高车辆安全性和可靠性，要求汽车框梁用钢具有较高的塑性和较低的屈强比。为了制造过程中焊接的需要还要求具有较好的焊接性能。汽车框梁用钢的强度目前已形成从QStE260到QStE460的系列（屈服强度分别大于260 MPa和460 MPa），而正在研制开发的不少钢种的屈服强度大于600 MPa。

汽车壳体用钢主要用于制作汽车外壳，其制造过程中一般均需要进行较大程度的冷变形因而对钢材冷成形性能和表面质量的要求很高，由此要求汽车壳体用钢具有较低的屈服强度，很低的屈强比，很高的延展性，很低的冲压回弹和非时效性；很多情况下还对钢材的 n 值和 r 值提出明确的要求。我国汽车壳体特别是轿车外壳用钢目前尚需大量进口，其中有技术标准壁垒的原因，也有较大程度的产品质量方面的原因。积极开发研制和生产高质量的汽车壳体用钢是我国钢铁工业今后一段时期的重要业务。

5.4.2 汽车框梁用钢的微合金化

汽车框梁用钢要求具有较高的强度和塑性，由于成形性和焊接性方面的要求限制了钢中碳含量（质量分数）必须低于0.12%，其强度方面的要求就必须通过其他强化方面来满足。而微合金元素通过细化晶粒及沉淀析出强化的作用，可明显提高钢的强度而对塑性影响较小，因而在汽车框梁用钢中获得广泛的应用。

钛是我国汽车框梁用钢中较早采用的微合金元素，其主要作用是控制高温奥氏体晶粒的长大从而细化晶粒；改善硫化物形态以提高钢材塑性；有效固定钢中的自由氮从而消除其对韧塑性的不利影响并明显降低钢的时效敏感性。我国钛微合金化的汽车大梁钢主要有06TiL、08TiL、10TiL等。

铌是汽车框梁用钢中广泛采用的微合金元素，欧美国家普遍采用铌作为汽车框梁用钢的主要微合金元素，铌提高钢材强度的作用十分明显，武钢的相关试验结果表明，当铌含量（质量分数）分别为0.02、0.03、0.04%时，510L钢的抗拉强度分别为540、585、600 MPa。目前我国根据国际标准生产的QStE系列的汽车大梁钢主要是铌微合金钢。

钒也是汽车框梁用钢中经常采用的微合金元素，碳氮化钒在奥氏体中的固溶度积较大使得其在铁素体中沉淀析出强化的潜力较大。同时，钒、铌的冶炼收得率比钛明显稳定，因而钒微合金化大梁钢的性能稳定性最好，攀钢的相关试验结果表明，同一卷钛微合金化510L钢的强度波动在100 MPa以上，铌微合金化510L钢的强度波动为55 MPa，而钒微合金化510L钢的强度波动仅为40 MPa。我国钒微合金化的汽车大梁钢的主要钢种是09SiVL。

5.4.3 汽车壳体用钢的微合金化

出于对深冲性能及深冲零件表面质量的要求，汽车壳体用钢特别是轿车壳体用钢一般均要求采用极深冲级（EDDQ）和超深冲级（SEDDQ）的钢材。一方面，由于钢的不连续屈服与间隙固溶原子的存在有着密切的关系，即使间隙原子量低达 10×10^{-6} 仍有屈服点存在，因此为提高深冲性能就需要非常严格地控制钢中杂质元素和夹杂物的含量，特别必须完全消除间隙固溶原子；另一方面，适当高的抗拉强度对车辆的正常使用是必须的，而抗拉强度与屈服强度之间较大的差值（即较低的屈强比）对保证深冲性能十分必要，同时，汽车碰撞试验的结果表明，同样厚度的钢板，具有较高抗拉强度的钢制作的零件在低于70 km/h的碰撞速度下，所吸收的碰撞能明显高于低强度钢。因此，汽车壳体用钢严禁采用间隙固溶强化、不能采用位错强化、不能采用超细晶强化（超细晶组织提高屈服强度的作用大于其提高抗拉强度的作用），目前广泛采用无间隙原子钢即IF钢。

IF钢的碳含量一般均控制在0.01%以下，氮含量控制在0.003%以下，同时超理想化学配比加入微合金元素钛和铌。微合金元素的最主要作用是固定钢中的碳、氮原子，使之结合成微合金碳氮化物沉淀析出，从而完全消除间隙固溶原子，同时取得一定的沉淀强化效果（沉淀强化方式提高钢材的抗拉强度和屈服强度的作用基本相当，故不会明显提高屈强比）。钛与碳、氮原子的化学亲和力相对更强，且理想化学配比值较低因而所需加入的量较少，因而获得广泛应用。在微合金元素设计时要求 $Ti \geqslant (4C+3.4N+1.5S)$。

然而，钛微合金钢中钛的冶炼收得率波动较大，因而近年来采用铌-钛复合双稳定而开发的IF钢获得了较快的发展。当加入过量的铌与钛共同稳定钢时，还可得到一非常重要的好处，多余的固溶铌将显著地偏析在铁素体晶界和亚晶界，这种形式的晶界偏析可明显改善合金化热镀锌涂层的稳定性，防止出现爆裂和粉化现象。虽然目前对其机理尚未完全理解，但铌的加入确实明显改善了钢的合金化热镀锌性能。

此外，对于需要更高强度的IF钢，则可加入适量磷（增磷钢），磷的特殊优势是在铁素体中具有强烈的固溶强化作用，且其提高抗拉强度的作用略大于提高屈服强度的作用，每加入质量分数为0.01%的磷大致使钢的抗拉强度提高10 MPa，使钢的屈服强度提高7 MPa。但为了避免磷引起脆性，其含量一般应低于0.1%。铌在一定程度上可克服磷在钢材冷加工或二次加工中产生脆性的不良效果。

5.4.4 汽车用钢的典型钢号

我国目前汽车框梁用钢基本上完全实现了国产化，主要生产的钢种的性能级别相当于德国QStE340-420，但由于各



生产厂家的原料及生产工艺方面的差别，故微合金元素的种类及加入量有所不同。表 6.8-11 和表 6.8-12 是德国的相关标准，而表 6.8-13 和表 6.8-14 是我国宝钢、鞍钢、武钢、攀钢生产的 510L（相当于 QStE420）的化学成分和力学性能。

表 6.8-11　QStE 系列汽车框梁用钢板的化学成分（质量分数）标准（SEW092）　　%

牌号	C	Si	Mn	P	S	Ti	Nb	Al_t
QStE340	≤0.12	≤0.50	≤1.30	≤0.030	≤0.025	≤0.022	≤0.09	≤0.015
QStE380	≤0.12	≤0.50	≤1.40	≤0.030	≤0.025	≤0.022	≤0.09	≤0.015
QStE420	≤0.12	≤0.50	≤1.50	≤0.030	≤0.025	≤0.022	≤0.09	≤0.015

表 6.8-12　QStE 系列汽车框梁用钢板的力学性能标准（SEW092）

牌号	规格	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	宽冷弯 35 mm（180°）
QStE340	≤16 mm	≥340	420～540	≥25	$d=0.50a$
QStE380	≤16 mm	≥380	450～590	≥23	$d=0.50a$
QStE420	≤16 mm	≥420	480～620	≥21	$d=0.50a$

表 6.8-13　我国生产的汽车框梁用钢板的化学成分（质量分数）　　%

元素	C	Si	Mn	P	S	Nb	V
B510L	0.08～0.12	0.14～0.25	1.22～1.49	0.008～0.028	0.003～0.013	0.01～0.02	—
A420L	0.08～0.10	0.22～0.30	1.31～1.40	0.012～0.020	0.004～0.007	0.02～0.03	Ti0.012～0.020
W510L	0.08～0.11	0.10～0.30	1.32～1.50	0.009～0.024	0.001～0.005	0.01～0.03	0.046～0.054
P510L	0.08～0.12	0.42～0.68	0.96～1.16	0.014～0.022	0.006～0.018	—	0.06～0.09

注：A420L 为鞍钢直接套用德国标准，相当于其他钢厂的 510L 牌号。

表 6.8-14　我国生产的汽车框梁用钢板的力学性能

指标	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	n	宽冷弯 35 mm（180°）
B510L	420～530	485～605	21～39	—	$d=0.50a$
A420L	440～545	520～610	26～34	0.190	$d=0.50a$
W510L	425～510	510～610	24～38	0.253	$d=0.50a$
P510L	370～465	510～590	26～34	—	$d=0.50a$

注：1. A420L 为鞍钢直接套用德国标准，相当于其他钢厂的 510L 牌号。
2. P510L 技术标准 σ_s 为≥355 MPa。

我国汽车特别是轿车壳体用钢方面目前仍需大量进口，国内主要钢厂也已按照国际标准生产相关的钢种，从 St12 到 St16 各级别的深冲级钢都可大规模生产。例如宝钢生产的 St16IF 钢的化学成分（质量分数）（%）为：C≤0.008，Si≤0.03，Mn≤0.2，P≤0.015，S≤0.015，Al_t≤0.07，N≤0.003，Ti≥（4C＋3.4N＋1.5S），Nb≤0.02；其主要力学性能为 σ_s≤190 MPa（实际 120～180 MPa），σ_b260～330 MPa，δ≥48%（实际 48%～58%），n≥0.22（实际 0.23～0.27），r≥1.8（实际 1.8～2.6）。

宝钢、武钢、攀钢等钢厂目前正在试制开发 σ_s≤145 MPa 的超深冲级 IF 钢，例如攀钢开发生产的超深冲级 IF 钢的主要力学性能为：σ_s110～130 MPa，σ_b280～300 MPa，δ≥48%，n≥0.23～0.30，r2.1～2.3。

5.5　低温用微合金钢

低温钢广泛用于能源工业和石化工业中的低温成套设备。在城市煤加压气化工程中、液化石油气（LPG）和液化天然气（LNG）的生产、贮藏、运输所需要的低温容器，各种乙烯装置中的脱甲烷塔等低温设备都大量需要低温钢。

通常，低于－10℃的温度称为低温，一般钢铁材料在低温下通常会产生低温脆性，从而导致严重的脆性断裂事故。因而在低温下使用的钢材需要具有特殊的性能，这类钢材被称为低温用钢。通常把－10～－196℃的温度范围称为低温，而低于－196℃的温度称为超低温。由此，低温用钢也就可分为低温用钢和超低温用钢。

低温用钢的发展已有 70～80 年的历史，1932 年美国发明了在－46℃低温下使用的质量分数为 2.5%Ni 钢，以后又发展了在－101℃低温下使用的质量分数为 3.5%Ni 钢，并纳入了 ASTM 标准。此后，德国、法国、比利时和日本等也将 3.5%Ni 分别纳入各自的标准中。1944 年美国国际镍公司又研制出可在－196℃的低温下使用的质量分数为 9.0%Ni 钢。经过长时间的研制、改进和应用，国际上逐渐形成了通用的质量分数为 0.5%Ni、2.5%Ni、3.5%Ni、5%Ni、9.0%Ni 等完整的镍钢系列。

我国由于资源原因，更重视开发无镍低温钢。20 世纪 60 年代初，就研制出一批在－45℃～－120℃使用的无镍低温钢，但实际应用较少；80 年代以后，先后仿制了国际上成熟的质量分数 0.5%Ni 钢、3.5%Ni 钢、5.0%Ni 钢和 9.0%Ni 钢。

目前低温用钢大致可分为 3 类：低碳铝镇静钢、低温高强度钢和镍钢，其中低碳铝镇静钢和低温高强度钢通常采用微合金化。

低碳铝镇静钢是以 Si-Mn 为主要元素的低温钢。为提高钢的缺口韧性，从化学成分上看，要尽量降低钢中的碳含量，提高 Mn/C 比、大幅度降低钢中的 S、P 等有害元素。同时在钢中添加适量的 Al，以便固定钢中的游离氮，细化钢的晶粒，再配合适宜的热处理，进一步提高钢的缺口韧性，改善时效性。我国的低温用低合金钢标准中有 16MnDR、09Mn2V、06MnNbDR 等，这类钢的屈服强度要求大于 290 MPa，低温下的冲击吸收功为 21～28 J。美国的 ASTMA201、A202，日本的 SLA33A、SLA33B、SLA37 也属于此类钢。

低温高强度钢是以 C-Mn 钢为基，加入少量的镍铬提高钢的低温韧性，加入少量的钼、钒提高钢的强度的低温用钢。在满足强度要求的情况下，尽量降低碳含量，以提高钢的韧性，改善焊接性，再通过调质处理获得良好的综合性能，它不但具有高强度，而且具有较好的低温韧性，因此它是一种强韧兼备的低温材料。主要用于煤加压气化和制造各种大型乙烯工程用的球缶，广泛用于制造具有较高压力的低温压力容器。我国研制的 DG50、日本的 N-TuF50、RiVER-ACE60L 均属此类钢。

5.5.1　性能要求

良好的低温缺口韧性是低温钢最重要的技术要求，根据使用需求，不仅必须使低温用钢的冷脆转折温度低于实际使用温度，同时还要求其在低温下具有足够高的冲击吸收功（即上平台冲击功）。

同时，随着低温设备使用应力的提高，对低温用钢的强度也具有明确的要求，一般低温用钢的屈服强度要求高于 290 MPa，而低温高强度钢的屈服强度要求高于 490 MPa。

此外，低温用钢制作成相关的设备时必须进行成形加工和焊接，因而对低温用钢冷热加工性能和焊接性能也具有较高的要求。

5.5.2　低温用钢的合金化

碳显著提高低温钢的强度，但大幅度降低钢的韧性，在



能用其他方法保证强度要求的情况下，应尽量降低钢中的碳含量，这可明显提高钢的低温韧性，降低韧-脆转变温度，降低碳当量从而改善钢的焊接性，因此低温钢通常都是低碳钢。

在低温钢的各种合金元素中，镍是最重要的元素。镍是非碳化物形成元素，在钢中主要于固溶态存在。镍是稳定和扩大奥氏体区的合金元素，随镍含量的增加，冷却时 A_{r3} 点将降低，当镍含量足够高时，可得到单相奥氏体组织，甚至在 -196℃的液氮温度下也不发生 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变。固溶于钢中的镍能显著提高铁素体基体的韧性，从而提高低温钢的低温韧性。随钢中镍含量的增加，钢的低温韧性将提高，韧-脆转折温度将降低，当镍含量 w（Ni）增加到13%Ni时，冲击吸收功几乎保持恒定，即完全不发生冷脆。因此，镍是提高钢的低温韧性、降低钢的韧-脆转折温度最有效的合金元素。低温钢中添加 Ni 量的多少取决于钢的使用温度和对低温韧性的要求，Ni 含量过高不仅不经济，而且还会损害钢的焊接等工艺性能。

锰也是非碳化物形成元素和扩大奥氏体区元素，在低温钢中可产生一定程度的置换固溶强化，提高钢的强度。通过提高低温钢的 Mn/C 比，还可明显提高钢的韧性。而用适量的锰取代部分镍，还可降低钢的成本，提高经济性。

微合金元素 Al、Nb、V、Ti 等在低温钢中主要以氮化物或碳氮化物的形式存在，其主要作用是固定碳和氮元素，一方面消除间隙固溶原子对钢材韧性的严重危害作用，另一方面所形成的氮化物或碳氮化物可在高温下阻止晶粒长大，细化钢的晶粒，进一步改善钢的低温韧性；同时在对钢材进行正火、回火等热处理时，沉淀析出的弥散细小均匀分布的碳氮化物可产生一定的沉淀强化作用。

通过采用超纯冶炼工艺，例如钢包精炼、真空脱气等，尽量降低钢的 S、P 等杂质元素和 N、H、O 等有害气体，使有害元素（S+P+N+H+O）之和小于质量分数 80×10^{-6}，大幅度提高钢的洁净度也是提高低温钢低温韧性的重要手段。

5.5.3 低温用钢的选用

根据低温设备对性能的不同要求，可选用不同的低温用钢。例如正丁烷、丁二烯、异丁烷的沸点在 -12℃以上，液态氨的沸点为 -33.4℃，液化丙烷的沸点为 -42.1℃，与其接触的低温设备，可使用正火处理的铝镇静钢或低温高强度钢；液化丙烯的沸点为 -47.7℃，与其接触的低温设备可选用质量分数为 2.5%Ni 钢；液化乙烷的沸点为 -88.6℃，与液化乙烷介质相接触的低温设备则应使用调质处理的质量分数为 3.5%Ni 钢或 5%Ni 钢；从沸点为 -162℃的液化天然气到沸点为 -196℃的液氮相关的低温设备均应使用特殊热处理的质量分数为 9%Ni 钢；而在超低温条件下工作的低温设备，甚至要使用奥氏体不锈钢。

5.6 普通船舶用微合金钢

船舶工业是综合性传统产业，在某种意义上说，船舶工业是吸收和应用先进技术最快的行业部门之一。世界造船工业经过 100 多年的发展，已形成了一个门类齐全的较完整的产业体系。20 世纪 90 年代，中国及时抓住国际船舶市场复杂的机遇，使中国的造船产量逐年增加，从 1994 年起，造船产量首次超过德国，跃居世界造船排行榜的第三位，造船产量占世界造船产量的比例明显增加，1988 年达 7.57%，并一直保持世界排行第三的位置。随着造船工业的飞速发展，占船体结构约 85% 的造船用钢板的产量、性能和质量也获得了迅速的发展。日本船舶用中厚钢板量占其中厚钢板产量的 32.6%，我国近年来船舶用钢已超过 300 万吨/年。世界各国的船级社，为保证船舶运行的安全可靠性，都分别制定了自己的造船用钢的规范，例如英国的 LR、美国的 ABS、德的 GL、日本的 NK、法国的 BV、挪威的 DNV、意大利的 RI 和中国的 CCS。

5.6.1 性能要求

船舶用钢要求的主要性能是强度和韧性，提高船舶用钢的强度可明显提高船舶的承载能力并减轻船舶的自重；而提高船舶用钢的韧性可保证船舶使用的安全性。根据船舶不同部位受力情况的要求，民用船舶用钢板主要分为两类：一般强度级别钢板和高强度钢板。一般强度级别钢板分为 A、B、D 和 E 4 个质量等级，屈服强度等级均为 235 MPa，其主要差异是冲击韧性，A 级钢对冲击韧性没有要求，B 级钢要求在 0℃、D 级钢要求在 -10℃、E 级钢要求在 -40℃的冲击吸收功大于 27 J。高强度钢板分为两个强度等级和 3 个质量等级，其中 315 MPa 级钢板为 AH32、DH32、EH32，其冲击韧性要求不同，AH 级要求在 0℃、DH 级要求在 -20℃、EH 级要求在 -40℃以下的冲击吸收功大于 31 J；355 MPa 级钢板为 AH36、DH36、EH36，其韧性要求与 315 MPa 级钢板相同。

随着船舶的大型化、轻量化和高速化的要求，迫切需要进一步提高船舶用钢的强度。因此，以日本和欧洲为代表的国家，开发出屈服强度为 390 MPa 级的以 TMCP 工艺生产的高强度船用钢板（YP40K），并已纳入船级社的标准中。该钢主要用在船体受应力比较大的舷侧舷缘顶板和强力甲板上。在大型散装货船和集装箱船中，390 MPa 级的高强度钢的使用比例已超过 40%，而且还在不断扩大。而屈服强度更高的船舶用钢板也正在研制开发。

船舶用钢还要求具有良好的焊接性，它与造船方法和焊接方法密切相关。造船时，为减轻船体自重，节省造船耗用的钢材，要求钢材必须具有足够高的强度，但强度的提高往往带来造船用钢焊接碳当量的增高，使焊接性能恶化。为此，必须采用不损害钢材焊接性能的强化方法来提高船舶用钢的强度，微合金化加 TMCP 工艺主要通过晶粒细化和微合金碳氮化物的沉淀强化来提高钢材强度，基本不会增高碳当量，因而是生产船舶钢板的重要发展方向，近年来各先进国家都采用 TMCP 工艺生产碳当量低、焊接性良好的微合金化高强度船舶钢板。

船舶用钢板还应具有良好的止裂特性。近年来，散装货船的破损事故和巨型油轮（VLCC）的触礁事故不断增多，除从设计上进行改进、强化检查和把油轮由单壳改为双壳结构外，在造船用钢方面，则要求船的碰撞和触礁产生较大塑性变形（10%）时，造船用钢板必须具有良好的抗脆性裂纹传播的止裂特性。

最后，船舶用钢板特别是用于建造船体外露部分的钢板需要具有良好的耐候性和抗海水腐蚀性能。

5.6.2 船舶用钢的微合金化

为提高钢的低温韧性并改善焊接性，普遍采用降碳的方法，船舶用钢的碳含量 w（C）通常都要求低于 0.16%，一般在 0.13% ~ 0.15%范围内。与此同时，适当提高了 Mn 含量和 Mn/C 比，一般 Mn/C 比控制在大于 2.5，更严格的内控标准 Mn/C 比大于 4。

船舶用钢广泛采用微合金钢，其中最广泛应用的微合金元素是钛。为提高造船的生产率，造船厂强烈要求采用大线能量焊接施工，此时钢板的焊接热影响区（HAZ）必须经受高温热循环，很容易引起钢板热影响区的组织粗化，显著降低 HAZ 的韧性。采用 TiN 和氧化物颗粒，抑制热影响区组织的粗化是目前解决这一问题的普遍方法，目前生产的船舶用钢板几乎都采用微钛处理，钛的加入量为质量分数 0.02% ~ 0.03%。

采用 TMCP 工艺生产具有超细晶粒组织的钢板，可获得较高的强度和韧性，且在厚度方向的性能相当均匀，具有良好的阻止脆性裂纹扩展的能力。而为了获得较好的 TMCP 工艺效果，铌微合金化、钒-氮或铌-钒复合微合金化是相当重



要的。船舶用钢板的TMCP工艺可采用形变温度较高的再结晶控轧，也可采用形变温度较低的未再结晶区控轧甚至两相区控轧，通常还结合采用形变诱导铁素体相变技术，钒-氮微合金钢较适宜采用再结晶控轧，而铌或铌-钒复合微合金钢更适宜采用未再结晶区控轧和两相区控轧。铌和钒的加入不仅可明显提高TMCP工艺效果，而且还由于微合金碳氮化物的沉淀析出而获得更大的强化作用，在高强度级别的船舶用钢板中广泛采用。目前正研究同时采用再结晶控轧和未再结晶区控轧的复合工艺以更进一步提高强韧化效果。

5.6.3　船舶用钢的生产工艺

船舶用钢板广泛采用铁水预处理+转炉+RH真空脱气等先进冶炼工艺。首先要严格控制钢的化学成分，根据标准要求各生产厂都制定了严格的内控成分，把钢的成分控制在较窄的波动范围内。冶炼时对硫磷的要求越来越高，尽管我国标准规定 w（S）、w（P）$\leqslant 0.04\%$，但实物水平均小于0.02%，国际先进实物水平 w（P）$\leqslant 0.015\%$、w（S）$\leqslant 0.01\%$。钢中的硫含量过高时会形成长条状的MnS夹杂，降低钢的冲击韧性并导致各向异性。所以对要求较高的造船用钢板在冶炼上都必须大幅度降低硫含量。为保证细化晶粒和充分脱氧，在冶炼时还必须严格控制钢中的铝含量，特别是酸溶铝含量要严格控制。

采用控制轧制+控制冷却相结合的TMCP轧制工艺是国际上船舶用钢生产的先进工艺。首先板坯加热温度要合适，C-Mn钢的板坯加热温度一般应控制在1 150℃左右，微合金化的钢坯加热温度一般控制在1 200℃左右，使微合金化元素充分固溶。采用TMCP控制轧制工艺是必不可少的，为减少钢板的各向异性，在轧制过程中可采用交叉轧制，合理分配纵、横向延伸比，使之尽量接近1:1，这样就可以减小钢板的纵、横向性能的差异，有利于消除带状组织，钢板的性能接近各向同性。较大的终轧压下率有利于加强未再结晶控轧和形变诱导铁素体相变的效果，显著细化钢的晶粒组织，提高钢的强韧性。

对韧性要求较高的E级船板和较厚的高强度AH、DH级别船板需要以热处理状态供货。民用船舶的钢板一般采用正火处理。正火的目的是细化钢板的晶粒、消除魏氏组织、提高韧性、降低钢板的冷脆倾向，提高抗时效性能。正火处理多在辊底式常化炉中进行，出炉后的钢板自然冷却到辊式矫直机矫直。常规的辊底式常化炉，常常由于炉底辊结瘤造成正火船板下表面划伤，影响表面质量，所以，近年来都采用先进的无氧化辐射加热的辊底式常化炉进行正火处理，进一步改善了表面质量。

编写：雍岐龙（钢铁研究总院）



参考文献

1 翁宇庆．超细晶粒钢．北京：冶金工业出版社，2003
2 殷瑞钰主编．钢的质量现代进展：下篇，特殊钢．北京：冶金工业出版社，1995
3 何奖爱，王玉玮．材料磨损与耐磨材料．沈阳：东北大学出版社，2001
4 邹荷生等．摩擦与磨损．北京：煤炭工业出版社，1992
5 高彩桥．金属的摩擦磨损与热处理．北京：机械工业出版社，1997
6 刘家浚．材料磨损原理及其耐磨性．北京：清华大学出版社，1993
7 李建明．摩擦金属学．北京：冶金工业出版社，1996
8 张清．金属磨损和金属耐磨材料手册．北京：冶金工业出版社，1991
9 张建锋，周志芳．摩擦磨损与抗磨技术．天津：天津科技翻译出版公司，1993
10 王祖滨，东涛．低合金高强度钢．北京：原子能出版社，1996
11 鞍钢钢铁研究所．钢铁研究成果荟萃．沈阳：辽宁科学技术出版社，1993
12 隋晓红．高强度低合金钢加工．见：美国矿冶工程师学会．性能与应用国际会议论文集．1990，483～488
13 Townsend H E. Corrosion，2001，57（6）：497～501
14 王祖滨，东涛等．低合金高强度钢．北京：原子能出版社，1996
15 刘丽宏，齐慧滨，卢燕平等．耐大气腐蚀钢的研究概况．腐蚀科学与防护技术，2003，15（2）：86
16 贾晖．铁路车辆用耐候钢的现状及发展．武钢技术，2003，41（3）：59
17 何汉平．耐候钢实物调查．武钢技术，1992，(3)：33
18 侯文泰，于敬敦，梁彩凤．中国腐蚀与防护学报，1993，13（4）：291
19 梁彩凤，侯文太，陈邦文等，中国腐蚀与防护学报，2000，20（3）：135
20 杨熙珍，杨武．金属腐蚀电化学热力学——电位-pH 图及其应用．北京：化学工业出版社，1991
21 王祖滨，东涛．低合金高强度钢．北京：原子能出版社，1996
22 布赖恩·皮克林主编．钢的组织与性能．材料科学与技术丛书．第7卷．北京：科学出版社，1999
23 王祖滨．低合金高强度钢．北京：原子能出版社，1996
24 东涛．铌在钢铁中的应用．北京：中信美国钢铁公司，1999
25 中国冶金百科全书总编辑委员会，金属材料卷编辑委员会．中国冶金百科全书·金属材料．北京：冶金工业出版社，1992
26 董志洪．世界H型钢与钢轨钢生产技术．北京：冶金工业出版社，1999
27 殷瑞玉．钢的现代质量进展．北京：冶金工业出版社，1995
28 王祖滨，东涛等．低合金高强度钢．北京：原子能出版社，1996
29 郝新峰．钢的大气腐蚀防护的研究进展．天津冶金，2001，(10)：3
30 山下正人等．暴露25年的耐候钢稳定铁锈层．世界钢铁，1995，(2)：55
31 张全成、吴建生等，耐候钢表面稳定锈层形成机理的研究，腐蚀科学与防护技术，2001，13（3）：143
32 于敬敦，吴幼林，崔秀岭等．中国腐蚀与防护学报，1994，14（1）：82
33 Kim K Y，Chung Y H，Hwang Y H and Yoo J K. Corrosion. 2002，58（6）：479
34 张全成，吴建生，杨晓芳等．耐大气腐蚀用钢实验室加速腐蚀的研究．材料保护，2002，35（3）：21
35 Yamashita M，Miyuki H. and Nagano，H. Sumitomo Search，1995，12
36 Yamashita M，Miyuki，H. Matsuda Y. et al. Corrosion Science，1994，36：283
37 张全成，吴建生等．合金元素的二次分配对耐候钢抗大气腐蚀性能的影响．材料保护，2001，34（4）：5
38 王传雅，戚正风．耐候钢的化学成分和性能．特殊钢，1997，18（1）：13
39 Masato Yamashita，Hideaki Miyuki，Hiroo Nagano，et al.，铁と鋼，1997，83（7），448
40 Kamimura and M Stratmann，Corros Sci，2001，43：429
41 Townsend and HerBert E，ASTM Special Technical Publication n1239 1995.3：85
42 Shiotani，K. Nishimura T. et al.，Proceeding of 7th workshop on the Ultra-Steel，Tsukuba，Japan，2003，7，293
43 Hiroshi Kihira，Satoshi Ito，Ahigeru Mizoguchi，et al.，材料と材料，2000，49，30
44 Sei J Oh，D C Cook，H E Townsend. Corrosion Science，1999，41，1687
45 Choi，B K. Jung W T. and Kim，K Y. The 3rd Korea-china Joint Symposium on Advanced Steel Technology，Shanghai，China，2003，10，147
46 Kim，K Y. Hwang Y H，and Yoo，J Y. Corrosion，2002，58（7）：570
47 Jeong，W T，Hwang Y H，Yoo J Y，et al.，The 2nd Korea-china Joint Symposium on Advanced Steel Technology，Pohang，Korea，Kyoo yong Kim and weimin Mao，2001，141
48 Nishimura. T，Hideki Katayama，Kazuhiko Noda，et al.，Corros Sci，2000，42：1611
49 Noda，K Nishimura；T，Masuda H. et al.，日本金属学会会志，2000，64（9）：767
50 Nishimura. T，Proceeding of 7th workshop on the Ultra-Steel，Tsukuba，Japan，2003，7，416
51 郭锋等．稀土，2003，24（5）：29
52 林勤等．稀土，2003，24（5）：26
53 王龙妹等．中国稀土学报，2003，21（5）：491
54 张蕙文等．北京科技大学学报，1994，41（5）：491
55 崔天樊．耐候钢的成分特点与生产工艺．太原科技，1998（3）：6
56 吉武明英等．武钢技术，1995，(2)：51
57 Wang，Y. Shan Y. et al.，Accelerated ooling/Direct Quenching of Steels，Conference Proceedings from materials Solutions' 97，Indianapolis，Indiana，1997，9
58 Kimura，M. Suzuki T et al.，ISIJ International，2002，42（12）：1534～1540





第7篇

超细晶钢

主　编　刘正才

编　写　刘正才　孙新军　贺信莱
白秉哲　惠卫军　翁宇庆
杨忠民　尚成嘉　杨善武
王学敏　刘东雨

审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第1章 概 述

我国正在进行大规模经济建设，钢铁工业作为国民经济的基础产业近年来取得迅速的发展。1996年，我国钢产量超过1亿吨，居世界第一位，到2003年，我国钢产量达到了2亿2千万吨。这种旺盛的需求随之而来的是对国家资源、能源和环境所形成的巨大压力。这种压力迫使人们不得不进行更加深入地思考。

1 经济建设和社会发展需要新一代钢铁材料

1.1 构件的轻量化

20世纪90年代初，欧洲的Audi公司试生产了“全铝汽车”。由于可以减轻自重，降低油耗，这种汽车有挤入汽车行业取代钢板的“威胁”。国际钢铁学会（IISI，International Iron & Steel Institute）组织北美和西欧35家钢厂和汽车厂联合攻关开发“超轻钢车身”（ULSAB，Ultra Light Steel Auto Body），要求车身重量减轻25%，小轿车油耗降到每百公里3 L，CO_2排放总量减少2%～3%（体积分数）。开发高强汽车用薄板，不仅是不同工程材料的竞争，也是环境逐步优化的重要课题。

1.2 发达国家的基础设施更新

1995～1997年日本开展了两年的调查研究。他们认为战后日本高速工业化发展已进入成熟期，21世纪将迎来大的转变期。战后高速发展期建设的主要基础设施已进入了更新期，维修成本增大。更新这些设施的费用占到全社会基础设施总投资的50%以上，因而需要采用“强度翻番，寿命翻番”的新一代钢铁材料（日本命名为“超级钢”）。为实现社会的可持续发展，钢铁材料必须满足以下4点要求：

1）进一步高强度化，确保其安全性；

2）进一步长寿化；

3）开发新的制造技术（低成本、省资源、省能源）；

4）减少环境负担（废物再利用，减少CO_2气体排放量等）。

在日本科技厅支持下，日本于1997年4月开始了“新世纪结构材料（或超级钢铁材料）”的国家研究计划，为期10年。同年，日本通产省基础产业局又安排了由日本五大钢铁公司为骨干的“超级金属”研发项目，目标是通过新的工艺路线，把金属组织控制在超细晶粒的尺度，计划在五年内形成“铁基材料界观领域显微组织的控制制造技术”。

在日本超级钢（Ultra－steel）项目影响下，韩国1998年也启动了“21世纪高性能结构钢”（High Performance Structural Steel for 21st Century）的国家项目，为期10年，这是以钢铁公司（POSCO）为主体的国家项目，目标类似于日本项目。

1.3 我国的经济建设需要大量高性能钢材

我国正在进行大规模基础设施建设，对钢材的需求量猛增。单纯靠增加产量来满足需求，在资金投入、能源资源供应、交通运输等方面均难承受。国内以交通（汽车、铁路）和建筑行业为代表，各行业都要求开发高强度、长寿命钢材。汽车用钢要轻量化，铁道部门提出车辆“瘦身工程”，建筑行业推广强度为400 MPa的Ⅲ级钢筋。研制新型钢铁材料将对我国的经济建设和社会发展做出重大贡献。

1997年我国启动了“新一代微合金高强高韧钢的基础研究”国家攀登项目。在1998年国家启动“973”重大基础研究项目时，该项目并入“新一代钢铁材料的重大基础研究”。

在中国、日本、韩国几乎同时启动类似项目后，欧盟于2001年7月启动了“超细晶钢”项目。由意大利、英国、德国及比利时等国有关研究机构参加，同时欧洲的一些有关公司（Corus、VAI等）也从工业界加以推进。

2002年在日本第一期工作即将结束时，日本经济产业省安排了第二期项目：“环境友好型超微细晶粒钢的基础技术研究”。在日本科技厅的第二期项目中提出了“新的结构用钢和新的工程结构设计”相关联的设想。用超级钢（ultra－steel）建造“超级结构”（ultra－structure），例如超级大桥。日本的第二期工作除深化、扩展第一期所列课题外，还要与工程结构技术联系在一起，特别关注基础设施建设应用超级钢。

新一代钢铁材料的深入研究和应用开发正成为21世纪钢铁材料界的历史使命。

2 新一代钢铁材料的主要特征

为提高钢的强度，传统的做法是增加钢中的碳含量或合金含量，改进热处理制度。其局限性是浪费资源、能源，恶化焊接性、韧性、增加钢材生产成本，损害废钢的可循环使用性，不利于可持续发展。

研究工作的主要目标是在保证有良好塑性和韧性基础上大幅度提高钢材强度，其技术思路是以细化钢材的晶粒和组织为核心，同时提高钢的洁净度，并改善钢的均匀性。在理论研究的基础上，把钢的强度提高1倍。此外还必须满足两个要求：

1）生产成本不增加或增加不多（保证性能价格比提高）；

2）韧性、塑性基本不下降以保证符合生产、应用要求。

做到低成本和高性能的统一，把传统的钢铁材料改造、提升为低成本高性能的先进材料。该方案的优越性是节约资源、能源，降低生产成本，改善废钢的可循环使用性，利于可持续发展。

新一代钢铁材料需具有以下三个主要特征。

1）超细晶 钢只有获得超细晶组织才能使强度翻番并具有良好的强韧性配合。对热轧材基体强度是一基本值，固溶、位错、沉淀三种强化方式能对提高强度做出一定贡献，但唯有细晶强化可使屈服强度大幅度提高的同时韧性提高或不降低。

20世纪50年代Hall－Petch提出了强度（σ_s）与晶粒尺寸的关系式：

$$\sigma_s = \sigma_0 + Kd^{-1/2}$$

式中，σ_0为铁素体晶格摩擦力；K为常数；d为晶粒直径。相继Petch又确定了冲击韧脆转变温度T_c与晶粒尺寸的关系，其表达式为：

$$T_c = a - bd^{-1/2}$$

式中，T_c为冲击韧脆转变温度；a、b为常数；d为晶粒直径。

2）高洁净度 洁净度是指钢材允许的杂质含量和夹杂物形态能满足使用要求。由于钢的强度翻番，材料在使用时承受更大应力，使裂纹形成和扩展的敏感性增加。新材料应有更高的洁净度，但并非洁净度越高越好，而是达到能满足

使用要求所需洁净度，可称为"经济洁净度"。

3）高均匀性　钢液凝固过程中，由于传热规律造成顺序凝固，带来低熔点元素的宏观偏析，形成了难以克服的中心偏析。为改善钢的均匀性，在凝固过程中应尽可能阻止柱状晶的发展，目标是在性能要求高的钢的铸坯中争取基本为全等轴晶。在杂质总量不变的情况下，提高均匀性相当于提高洁净度。

细晶化能否使钢铁材料强度翻番？S.Takaki 及其合作者进行了如下试验：将纯铁粉经真空球磨成超细粉后，挤压成棒材。再经不同温度退火形成不同晶粒尺寸（晶体结构为体心立方，bcc），测量其屈服强度与晶粒度的关系。结果是晶粒尺寸在 20 μm 时 $\sigma_{0.2}$ 为 200 MPa，细化到 1 μm 时 $\sigma_{0.2}$ 达到 600 MPa，如图 7.1-1 所示。将不锈钢（晶体结构为面心立方，fcc）的试验结果也描于同一图上，表明这一结果与晶体类型关系不大。对现在大量生产的低碳钢，只要把晶粒细化到小于 5 μm，其强度就可由 200 MPa 提高到 400 MPa 以上。对低合金钢，把晶粒细化至 2 μm 左右，强度可提高到 800 MPa 以上。因此，开发新一代钢铁材料的关键是探索组织细化的理论和控制技术。

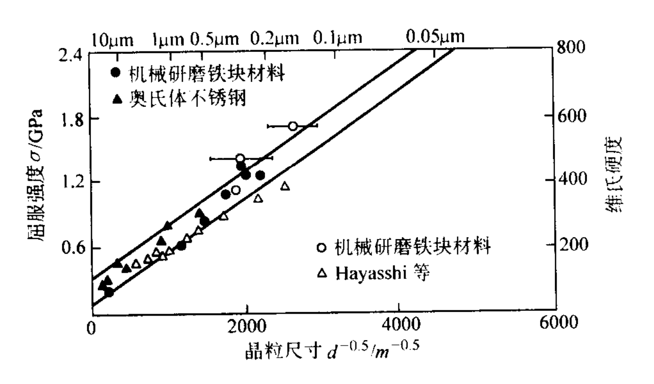


图 7.1-1　不同晶粒度与屈服强度的关系

世界各国对钢材晶粒大小的表示方法，一般均采用与标准金相图片进行比较评级的方法。生产中常见的晶粒度在 1～8 号范围内。其中 1～3 号（直径 250～125 μm）为粗晶，4～6 号（直径 88～44 μm）为中等晶粒，7～8 号（直径 31～22 μm）为细晶。目前对微合金钢，采取控轧控冷（TMCP）工艺得到最细铁素体晶粒尺寸为 10 μm，实验室最细为5 μm。

日本在提出超级钢概念时，提出了研发超细晶钢（Ultra Fine Grain Steel，UFG），超细晶的目标是将晶粒度从传统的几十微米大小细化一个数量级，目标是达到 1～2 μm。

钢的理论强度可高于 8 000 MPa，而现在大量应用的碳素钢的强度只有 200 MPa，低合金钢只有 400 MPa，合金结构钢只有 800 MPa。在已有的科研成果的基础上，进一步探索提高钢材强度和使用寿命的规律，把钢材的强度成倍提高，在技术上是可行的。

3　组织细化理论和控制技术的新进展

钢铁材料的组织细化与控轧控冷技术的发展历程是紧密相关的。控制轧制技术是 20 世纪 20 年代从英国钢厂开始，欧洲各国相继应用的轧钢生产技术。二战期间全焊接结构船舶的多次破坏事故警示人们钢铁材料应具有良好的低温韧性。20 世纪 50 年代苏联为生产寒带用管线钢采用了控轧技术，生产了耐低温的细晶钢。60 年代初期美国定性解释了奥氏体再结晶的动力学。60 年代前后各国研究了在钢中添加 Nb、V 和 Ti 对其组织性能的影响，结果发现了这些微合金元素的加入对钢材显微组织和力学性能的良好作用。控制轧制已由经验的逐步积累，发展成为有科学依据的成熟技术。1975 年国际微合金钢会议确立了微合金钢的发展方向。20 世纪 80 年代重点发展了厚板快速在线冷却技术，被称为控制冷却技术。这样完整的控制轧制、控制冷却统称为 TMCP（Thermo Mechanical Controlled Processing 热机械控制工艺），我国一般称为控轧控冷。

微合金化与控轧控冷技术相结合，发展了高强高韧钢，成为钢铁结构材料近 30 年最活跃的领域。

现行的控轧控冷工艺是将含铌、钒、钛等微量元素的低碳钢，在高温奥氏体再结晶区逐级变形，反复再结晶细化奥氏体晶粒，随后控制冷却导致铁素体晶粒细化；或者在奥氏体未再结晶区，获得热变形奥氏体，增加晶内形变带等相变形核的部位，再结合轧后控冷，促进铁素体晶粒细化，可将铁素体晶粒细化至 10 μm。

为获得超细组织，提高钢的强韧性，对不同类型的钢研究开发了相应的理论和控制技术。

3.1　超细晶铁素体/珠光体钢

通过形变诱导（强化）铁素体相变和铁素体动态再结晶细化晶粒，提高强韧性。

1）形变诱导铁素体相变　对低碳钢或低（微）合金钢在较低温度（靠近相变点 A_3）以较大的积累变形量和较高的应变速率进行热变形时，其变形能不能完全释放，使系统的自由能变化，成为相变驱动力，在形变过程中诱发奥氏体—铁素体相变。该相变以形核不饱和机制进行，使晶粒细化，称作形变诱导铁素体相变（DIFT）。

2）形变强化铁素体相变　对低碳钢或低（微）合金钢的过冷奥氏体（在 A_3 温度以下）以与 DIFT 其他条件相同的情况下进行变形时，其相变驱动力进一步增加，形成的铁素体晶粒更细，称作形变强化铁素体相变（DEFT）。

3）低碳碳素钢的奥氏体形态　为产生形变诱导（强化）铁素体相变，必须控制奥氏体的组织形态。形变使奥氏体呈"薄饼状"，晶内产生大量晶体缺陷，将部分形变能储存为相变驱动力。对低（微）合金钢因有较宽的未再结晶区，故无争议。对低碳钢因易通过动态再结晶和静态再结晶将形变能释放，所以有人认为低碳钢很难进行未再结晶控轧和发生形变诱导铁素体相变。研究表明，对低碳钢随形变速率的提高和变形温度的降低可以使奥氏体只发生回复而不发生再结晶，即可以通过未再结晶控轧和 DIFT 细化铁素体晶粒。

4）铁素体动态再结晶　奥氏体转变为铁素体后，由于有第二相渗碳体存在，在与第二相交界处往往受不均匀变形，具有较高畸变能，成为铁素体动态再结晶形核的有利部位。铁素体动态再结晶使晶粒进一步细化。

上述理论是对传统控轧控冷（TMCP）理论的发展。TMCP 的 γ→α 相变发生在形变后的冷却过程中，而 DIFT、DEFT 和铁素体动态再结晶是发生在形变过程中。

可以通过再结晶区变形细化奥氏体晶粒，可以通过未再结晶区变形增加奥氏体的晶内缺陷，两者均为铁素体相变增加形核位置，从而细化铁素体晶粒。在 A_{e3} - A_{r3} 之间累积大变形可发生 DEFT。对过冷奥氏体施加累积大变形可发生 DEFT。在发生 DIFT 或 DEFT 后，继续进行连续变形可发生铁素体动态再结晶。轧后控冷可控制晶粒尺寸和产品的相组成（控制组织中贝氏体的量）。根据对产品性能的要求和生产设备条件，选用 DIFT、DEFT、TMCP 和铁素体动态再结晶技术，可以综合开发多种生产流程。

3.2　超细组织低（超低）碳贝氏体钢

为了开发强度高于 600 MPa 的经济型低合金钢，研究了低（超低）碳贝氏体钢的组织超细化理论与控制技术。通过



研究发展了热机械控制技术，在工艺中增加了一个弛豫控制阶段。在此阶段，在变形奥氏体中实现晶体缺陷的重新排列、组合，让微合金元素的析出质点在特定部位析出，分割原奥氏体晶粒，从而控制随后冷却时的贝氏体相变在已被分割的小空间内进行，实现组织超细化。该技术称作弛豫-析出-控制技术（RPC）。

1）位错胞状结构（亚晶）的限制作用　钢变形后，位错密度很高。弛豫时，位错重新排列，形成位错墙，进而出现胞状结构，较完整的亚晶，将原奥氏体晶粒分割为更细小的亚晶。

2）微细析出相的钉扎作用　钢中含有 Nb、V、Ti、B 等微量元素，在形变和弛豫过程，通过形变诱导析出细微析出相。析出相对位错亚结构的钉扎作用是实现组织超细化的另一因素。

3）针状铁素体的空间分割作用　形变、弛豫后在冷却过程中，在较高温度首先形成针状铁素体。针状铁素体将原奥氏体晶粒分割为更细小的空间。

RPC 技术使中温转变组织细化的机制是：位错亚结构的限制作用；微细析出质点的钉扎作用；针状铁素体的分割作用。三者结合使贝氏体组织超细化。这类钢具有高强度、高韧性、低韧脆转变温度和良好的焊接性。

3.3　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢

合金结构钢的强度高于 1 200 MPa 后，其延迟断裂抗力低，韧性不足，疲劳极限分散。利用新的合金成分和微观组织设计，使钢形成无碳化物贝氏体/马氏体和膜状残余奥氏体。用无碳化物贝氏改善钢的韧性，用膜状残余奥氏体提高钢的抗延迟断裂性能。此类钢有如下特点。

1）采用低碳 Mn－Si－Cr 合金系，保证钢有一定的淬透性，在空冷条件下，直径小于 20 mm 的棒材可获得无碳化物贝氏体、少量马氏体及膜状残余奥氏体，具有较高韧性。

2）硅作为非碳化物形成元素，在发生贝氏体相变时阻止碳化物的析出。冷却过程中，在贝氏体和马氏体板条束界、板条界形成残余奥氏体膜。膜状残余奥氏体使疲劳裂纹尖端钝化，提高疲劳性能。奥氏体的吸氢能力比铁素体高 1 个数量级，明显提高钢的抗延迟断裂性能。

3）该钢奥氏体化后自高温冷却时，在奥氏体晶粒内先形成无碳化物贝氏体，分割原奥氏体晶粒，使随后形成的马氏体细化，提高钢的强韧性。

4）含硅合金钢有较高的回火抗力，适当提高回火温度使钢具有良好的综合性能。

3.4　耐延迟断裂高强度马氏体钢

为改善高强度合金结构钢的耐延迟断裂性能，根据强化晶界、细化晶粒、控制氢陷阱的技术思路，在 42CrMo 钢的基础上设计了中碳 Cr－Mo－V－Nb 钢。该钢有如下特点：

1）强化晶界　钢中加入 Mo 和 V，回火时析出 Mo_2C、VC，产生二次硬化，提高回火温度而不降低钢的强度。低温回火时，碳化物沿奥氏体晶界呈连续薄膜状析出。氢在晶界富集，导致高的延迟断裂敏感性。高温回火时晶界的碳化物聚集，呈不连续粒状。同时晶内的碳化物析出增加，成为氢陷阱，强化晶界，提高钢的耐延迟断裂性能。P、S 在晶界偏聚，降低钢的晶界结合力，提高钢的洁净度可降低其为害。Mo 可以降低 P 在晶界的偏聚，强化晶界。

2）细化晶粒　Nb 和 V 的析出相钉扎晶界，阻止钢淬火加热时奥氏体晶粒长大，细化晶粒。增加晶界面积，相对提高钢的洁净度，净化晶界，提高钢的强韧性和耐延迟断裂性能。

3）控制氢陷阱　随回火温度的提高，晶内析出碳化物，成为氢陷阱，把氢捕集在晶内的氢陷阱中，提高钢的耐延迟断裂性能。

3.5　超细晶钢的选用

1）超细晶钢不只是强度高，而是强韧性皆佳，其韧脆转变温度明显低于传统钢材。

2）细晶强化的效果对屈服强度（σ_s）较抗拉强度（σ_b）更为明显。超细晶钢用于对屈强比（σ_s/σ_b）有明确要求的结构时，需关注该性能指标。

3）超细晶钢经焊接后其热影响区的晶粒将粗化，需认真选择焊接材料和焊接工艺。对焊接问题做了大量研究工作，提供了相应的技术，详见本大典“材料焊接工程”。

编写：刘正才（钢铁研究总院）



第 2 章　铁素体/珠光体钢

工程结构用钢按使用状态在光学显微镜下主体相组成可划分为铁素体/珠光体钢、低碳贝氏体钢、针状铁素体钢、超低碳贝氏体钢、低碳马氏体钢和双相钢。其中，铁素体/珠光体钢的应用量大面广，约占我国钢产量的 70% 左右。铁素体/珠光体钢的典型组织为多变形铁素体和 10% ~ 25% 的片状珠光体，相应钢中的碳含量（质量分数）为 0.08% ~ 0.20%。随碳含量的提高，钢中珠光体的体积分数增加，强度提高。工业用钢中均含有一定数量的锰，它可以消除或减弱因硫所引起的热脆性；形成固溶体，起固溶强化的作用；降低 γ→α 临界转变温度，细化钢的组织。加入微合金元素，采用控轧控冷工艺，使组织细化，从而提高钢的强韧性。随工程的需求，出现了微珠光体钢（珠光体体积分数 < 10%）和无珠光体钢（珠光体体积分数 < 5%）。

低碳碳素结构钢基本为铁素体/珠光体型，强度较低，$\sigma_s \approx 200$ MPa，其代表性的钢号为 Q235。传统的低合金高强度钢中大多为铁素体/珠光体型，其强度较高，$\sigma_s \approx 300 \sim 400$ MPa，代表性钢号为 16Mn。前者约占我国钢产量的 50%，后者占 20%。由于这类钢应用量大面广，故提高其强韧性有巨大的经济价值。

虽然人们已知细化晶粒可以提高钢的强韧性，但如何在工业化大生产中获得超细晶钢，需要在基础理论和工程技术上有所创新。本章将首先介绍晶粒超细化理论和技术的最新研究成果，然后介绍超细晶钢的工业生产和应用。

1　形变诱导（强化）铁素体相变（DIFT、DEFT）和铁素体动态再结晶

20 世纪 80 年代 H. Yada 等在实验室研究 C - Mn 钢时发现了"形变诱导相变"（Deformation Induced Transformation, DIT）现象。90 年代 P.D.Hodgson 等利用实验室单机架轧机获得了表面超细晶铁素体带材（Nb - Ti 微合金钢表面铁素体晶粒达 1 μm），提出了"应变诱导相变"（Strain Induced Transformation, SIT），并发展了表面超细化的应变诱导相变轧制技术。从 1997 年开始，我国的专家以低碳铁素体/珠光体钢类为研究对象，系统研究并形成了形变诱导铁素体相变（DIFT）理论。一部分学者深入研究了大过冷度（ΔT）对这一相变的作用，在和 DIFT 同一原理基础上，提出了形变强化铁素体相变（DEFT）的理论。

1.1　形变诱导（强化）铁素体相变的热力学

低碳（铁素体 + 珠光体）钢通常在单一奥氏体区热轧，如图 7.2-1 所示，轧后冷却产生 γ→α 相变。按热力学原理，γ→α 发生相变的方向是系统自由能变化 $\Delta G < 0$，即：

$$\Delta G = -V(\Delta G_V - \Delta G_E) + A\Delta G_S < 0$$

式中，ΔG_V 是系统的化学自由能变化；ΔG_E 是系统的弹性自由能变化；ΔG_S 是系统的表面自由能变化。

若将轧制温度下移至靠近相变点 A_3（γ→γ + α 的相变点）形变，如图 7.2-1 的示意，在当代热连轧机组轧制且变形速度较高条件下塑性变形的形变能不能完全被释放（根据计算约 90% 的变形能转化为热），其余未释放的形变能（用 ΔG_D 表示）在适当的控制条件下可转变为相变驱动力的一部分，使系统总自由能下降促使相变发生。这时相变自由能变化方程改写为：

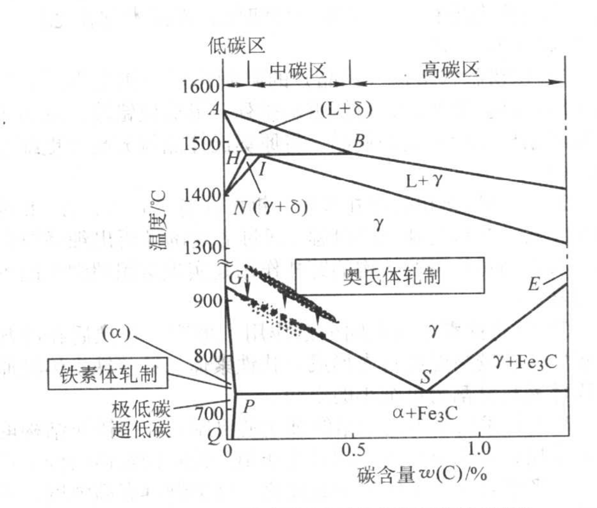


图 7.2-1　Fe - C 平衡相图（考虑轧制方法选择）

$$\Delta G = -V(\Delta G_V - \Delta G_E) + A\Delta G_S - V\Delta G_D$$

形变储存能 ΔG_D 与轧制参数（应变速率、变形温度等）相关，随变形温度的降低，应变速率的提高，储存能增加，如图 7.2-2 所示。

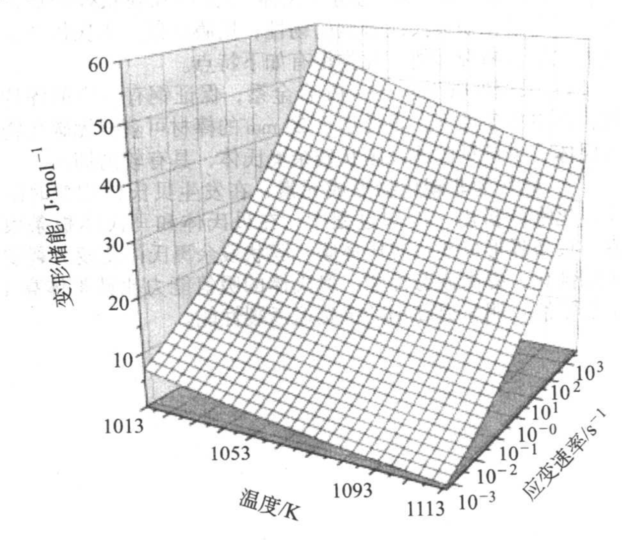
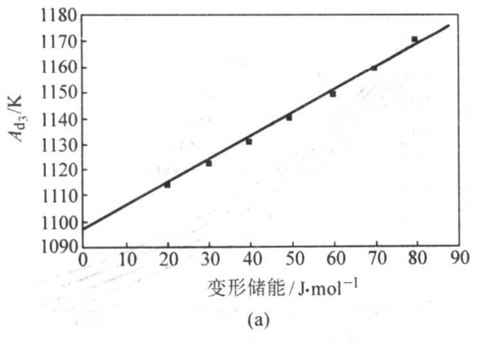


图 7.2-2　形变能-轧制温度-轧制参量（应变速率）**关系图示例**

计算说明（见图 7.2-3a）：被储存的形变能（ΔG_D）愈大，相变点 A_3（此处已从平衡相图得到的 A_3 改变为轧制变形的 A_{d3}，Deformation A_3）升高愈多。图 7.2-3b 是 C - 1.5% Mn - 0.46% Si 钢中的示例。在非变形态下的单一奥氏体（γ）区经变形后成了 γ + α 的两相区。

当低碳钢经奥氏体化后，快冷到 A_{e3} 与 A_{r3} 之间的温度 T 时，奥氏体处于过冷状态。如果在这一温度下以应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 施加变形 ε，一方面，变形过程中产生的大量晶体缺陷作为扩散的有利通道促进了原子的扩散，加速了相变的进行。另一方面，过冷和形变提供了双重的驱动力（$\Delta G_D + \Delta G_T$），其中 ΔG_D 为形变提供的驱动力（形变能），而 ΔG_T 为过冷提供的驱动力（化学能），见图 7.2-4。相变驱动力的增加促进了相变的进行。上述过程被称为"形变强化铁素体相变（DEFT）。"





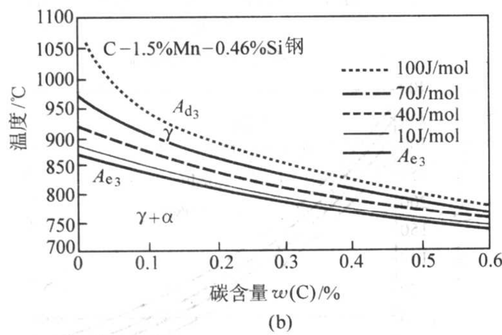
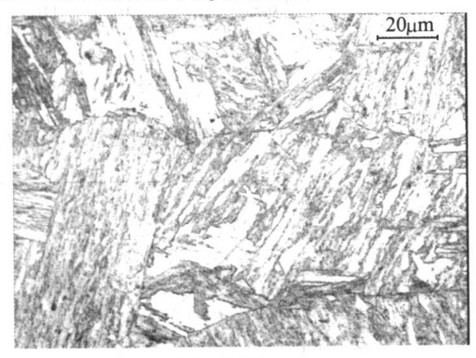


图 7.2-3 形变储存能对 A_3 点的影响

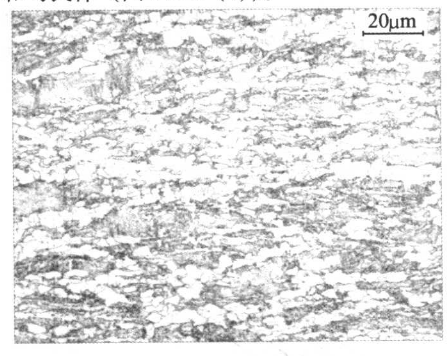
图 7.2-4 低碳钢过冷奥氏体形变过程相变驱动力示意图

1.2 形变诱导（强化）铁素体相变的证实

实验证实了 DIFT 的客观存在。试样在变形后立即淬水冷却，高温下形成的变形诱导相变铁素体被固定下来，而剩余的奥氏体在淬水过程中形成马氏体或贝氏体。这样，结合组织观察，就可以确定 DIFT 是否发生。图 7.2-5 给出了一个例子。一种低碳微合金钢（0.094C-0.29Si-1.42Mn-0.045Nb），在 1 453 K 保温 3 min 奥氏体化后以 5 K/s 冷速冷却到 1 039 K 立即淬水，所获得的组织全部为马氏体（图 7.2-5（a））；而当经历了相同的加热和冷却过程，再在 1 039 K 以 1 s^{-1}应变速率变形 0.92（真应变）后淬水，得到的组织为等轴铁素体和马氏体（图 7.2-5（b））。



(a) 直接淬水



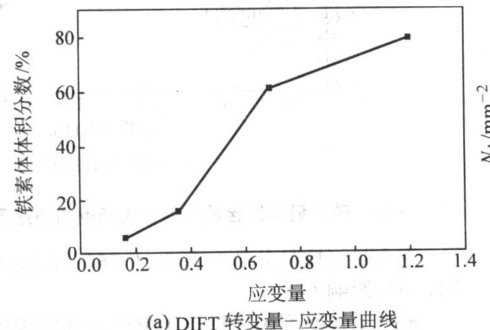
(b) 变形后再淬水

图 7.2-5 0.094C-0.29Si-1.42Mn-0.045Nb 钢在 1 039 K 淬水的微观组织

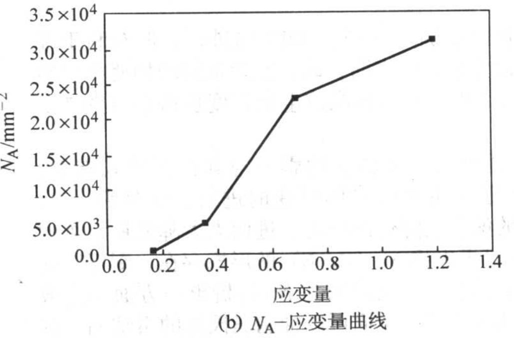
1.3 形变诱导（强化）铁素体相变的动力学

人们采用各种实验方法反复证明了形变诱导铁素体相变的客观性，而根据热力学计算，也可以从能量角度确定形变诱导铁素体相变自发进行的条件。但是热力学理论没有考虑时间因素，不能确定转变进行的速度，也不能反映相变从始态到终态所经历的过程。因此，形变诱导铁素体相变研究中，动力学具有很重要的意义。

通过考察 0.094C-0.25Si-0.51Mn-0.017Nb 钢形变诱导铁素体相变组织演变规律得出：DIFT 转变量-变形量曲线和铁素体晶粒数目-变形量曲线均为典型的 S 形（如图 7.2-6 所示）。因此，可以把形变诱导铁素体相变分为三个阶段，即具有较低形核率的转变初期，具有较高形核率的转变中期以及较低形核率的转变后期。结合微观组织观察，认为上述三阶段转变特征与形核位置的变化密切相关。在转变初期，奥氏体晶界几乎是唯一的形核地点，由于晶界数量有限，其形核率相应较低；随应变量的增加，形核位置开始由晶界向晶界两侧扩展，同时在晶内会形成大量变形带，为铁素体提供了新的更多的形核地点。这导致了转变中期的高形核率和高转变速率。而在转变后期，一方面由于形核地点的减少，同时受变形温度下铁素体平衡数量的制约，形核率和转变速率降低。图 7.2-7 示意了形变诱导铁素体相变的三个阶段。



(a) DIFT 转变量−应变量曲线



(b) N_A−应变量曲线

图 7.2-6 DIFT 转变量－应变量曲线和铁素体晶粒数目 N_A－应变量曲线

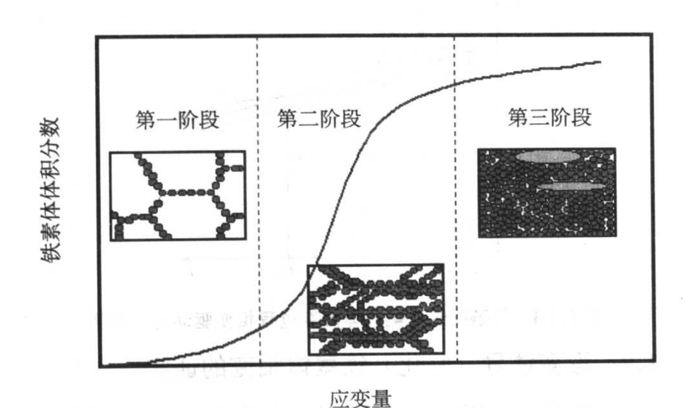


图 7.2-7 形变诱导铁素体相变三个阶段的示意图

对碳素钢过冷奥氏体形变过程的转变量、形核与长大等相关问题展开系列研究的结果表明，铁素体相变形核在原奥氏体晶界首先形成后，是以铁素体/奥氏体相界前沿高畸变区的反复形核为主的"形核不饱和"过程。

从 0.09C-0.25Si-0.51Mn-0.017Nb 钢形变诱导相变铁素体体积分数-温度-应变量（时间）图（图 7.2-8），可以看到：①温度越低，形变诱导铁素体相变所需临界应变量就越小，转变越快；②随体积分数的增加，图 7.2-8 中曲线向右下角移动，这说明要获得较大体积分数的形变诱导铁素体，低温、大变形条件是必要的。

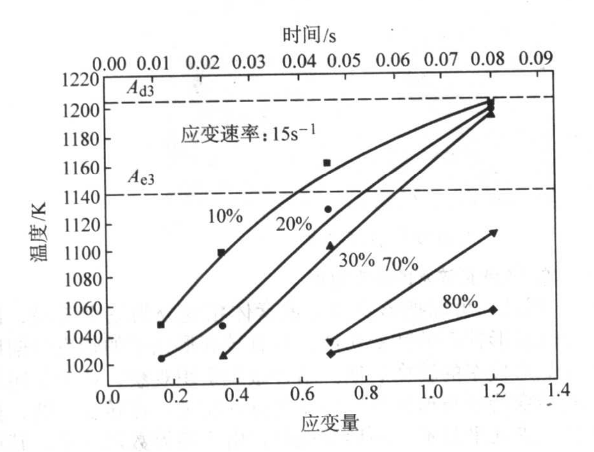


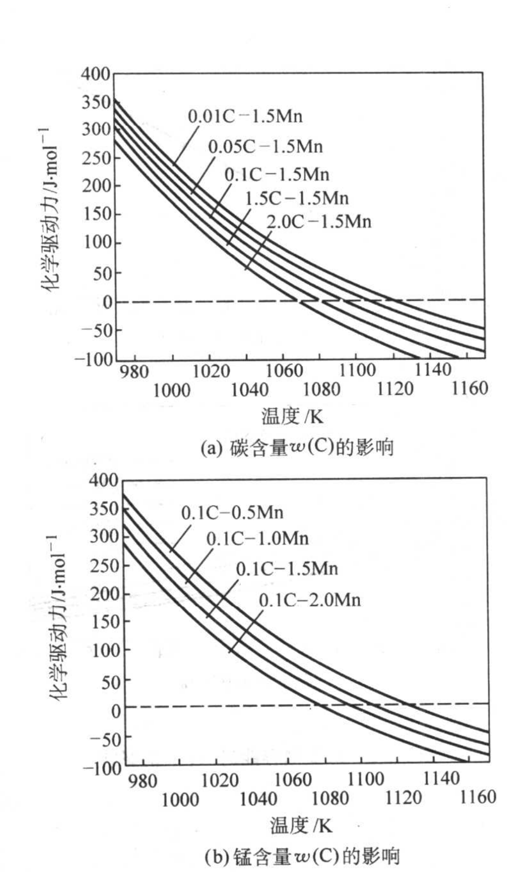
图 7.2-8 DIFT 体积分数-温度-应变量（时间）图

1.4 化学成分对形变诱导(强化)铁素体相变的影响

C、Mn、Nb、V 元素对形变诱导铁素体相变的影响规律如下：

碳、锰含量的增加均不利于 DIFT 的进行，但有利于细化晶粒。热、动力学分析表明，碳、锰含量的增加使相变驱动力减小（图 7.2-9），铁素体晶核生长速度也减小（图 7.2-10）。

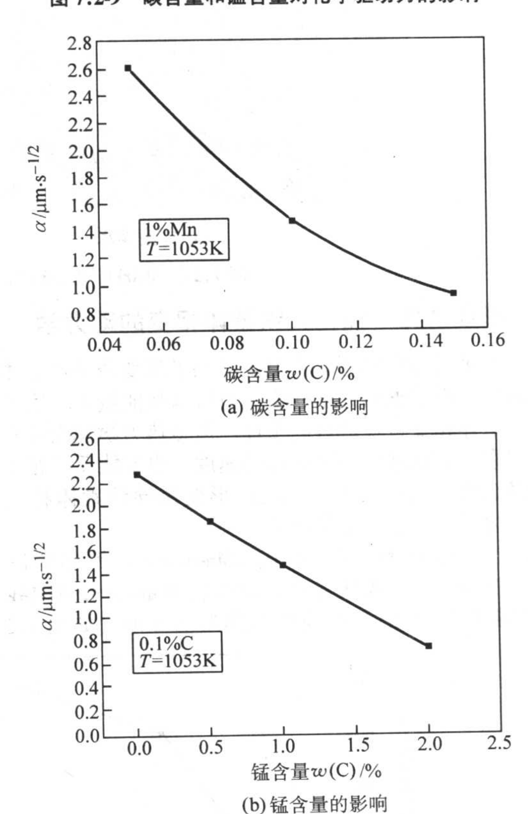
Nb 对形变诱导铁素体相变的影响与其存在形式有关。固溶 Nb 不利于形变诱导铁素体相变的进行。这是因为 Nb 在奥氏体晶界的偏聚会降低晶界能，进而大大降低铁素体的形核率。若 Nb 以析出物 Nb（C，N）的形式存在，则可以促进形变诱导铁素体相变。这是因为 Nb 的析出一方面会造成固溶铌含量的减少，另一方面可以抑制奥氏体的再结晶，提高变形储能。Nb 有利于细化铁素体晶粒。



(a) 碳含量 w(C)的影响

(b) 锰含量 w(C)的影响

图 7.2-9 碳含量和锰含量对化学驱动力的影响



(a) 碳含量的影响

(b) 锰含量的影响

图 7.2-10 碳含量和锰含量对晶核生长抛物线速率常数 α 的影响

钒含量（质量分数）在 0～0.064% 范围内对形变诱导铁素体相变影响不大。

根据上述研究结果提出了形变诱导铁素体相变轧制钢种的成分设计原则。



首先，锰含量不宜过高。这是因为锰含量过高时，形变诱导铁素体相变进行较慢，对应变量和温度的要求也都较苛刻。在传统控轧钢中，锰含量 $w(\mathrm{Mn})$ 为 1.0% ~ 2.0%，其目的是通过降低 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变温度而获得显著的相变晶粒细化效果，另一方面可以拓宽控轧的温度区间（从 T_{nr} 到 A_{r3}）。而在形变诱导铁素体相变轧制中，锰含量应不高于传统控轧钢的锰含量。

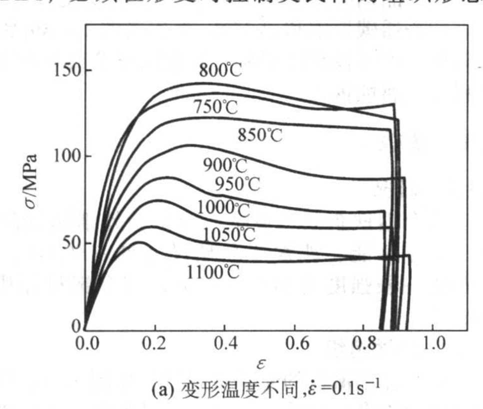
其次，碳含量和锰含量之间应该相互配合。当锰含量较低时，碳含量可高一些，这是因为在低锰含量时，碳对于形变诱导铁素体相变动力学的影响较小；当锰含量较高时，碳含量应低一些。

1.5　低碳碳素钢产生 DIFT 的必要条件

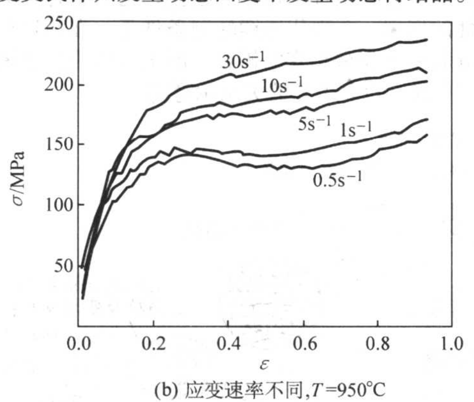
为产生 DIFT，必须在形变时控制奥氏体的组织形态。形变使奥氏体呈“薄饼状”，晶内产生大量晶体缺陷，将部分形变能储存成为相变驱动力，这是产生 DIFT 的必要条件。对微合金钢因为有较宽的未再结晶区，故无争议。对碳素钢，因极易通过动态再结晶和静态再结晶将形变能释放，所以有人认为碳素钢很难进行未再结晶控轧和发生形变诱导铁素体相变。

图 7.2-11 给出了 Q235 钢在不同变形温度和不同应变速率条件下的应力－应变曲线。从中看出，随变形温度的降低，应变速率的提高，可抑制动态再结晶。

图 7.2-12 给出了碳素钢 Q235，压缩变形发生动态再结晶、部分动态再结晶、未再结晶时温度与应变速率的关系。对于普碳钢随着变形温度的降低和应变速率的提高可以使形变奥氏体只发生动态回复不发生动态再结晶。



(a) 变形温度不同，$\dot{\varepsilon}$ =0.1s^{-1}



(b) 应变速率不同，T=950℃

图 7.2-11　不同变形温度和不同应变速率条件下的应力－应变曲线

变形条件：1 100℃保温 2.5 min，10℃/s 冷却到变形温度，60%变形，变形后立即水淬

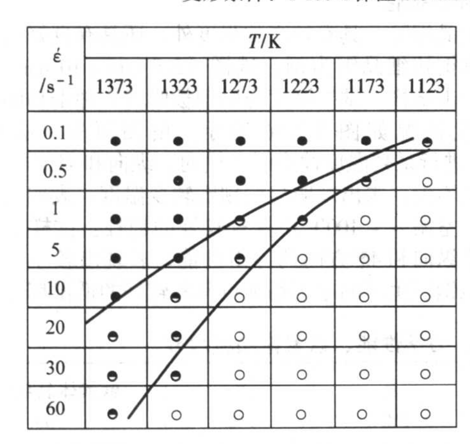


图 7.2-12　压缩变形发生动态再结晶、部分动态再结晶、未再结晶温度与应变速率的关系

● 动态再结晶；◓ 部分动态再结晶；○ 未再结晶

1.6　铁素体的动态再结晶

对 Q235 级低碳钢多道次热变形组织演变进行研究时发现，奥氏体向铁素体转变基本完成后，在适当的条件下继续变形，铁素体进一步细化。研究表明，形变过程中铁素体发生动态再结晶是晶粒进一步细化的原因。

形变初期，铁素体主要沿原奥氏体晶界及晶内变形带形核。由于未转变的奥氏体比铁素体硬，进一步的变形主要集中于铁素体晶粒，其内部的位错密度增高。随着应变的继续，畸变能的累积，高密度的位错发生缠结，形成位错胞。当应变进一步增加时，畸变能的提高使位错发生攀移和交滑移，形成位错墙。由位错胞状结构发展为取向差为小角度的亚晶粒。随形变的继续，亚晶通过转动，晶粒取向差增大，最终形成大角度晶界的动态再结晶小晶粒，使组织进一步细化。TEM 研究及相邻晶粒间取向差的菊池线测定证实了上述观点（见图 7.2-13）。晶粒 2 至晶粒 5 等几个晶粒之间相邻晶粒取向差 > 15°，是大角晶界所包围的晶粒。晶粒 1 与晶粒 3、4、5 之间取向差 > 15°，但与晶粒 2 之间取向差 < 15°，仅为 7.3°，原属一个晶粒，它们之间的分界为亚晶界。在靠近晶粒 2 的一侧可以看到大量的位错塞积，如果应变继续增加，亚晶界将吸收位错，发生转动，转变为大角度晶界，形成新的小晶粒。

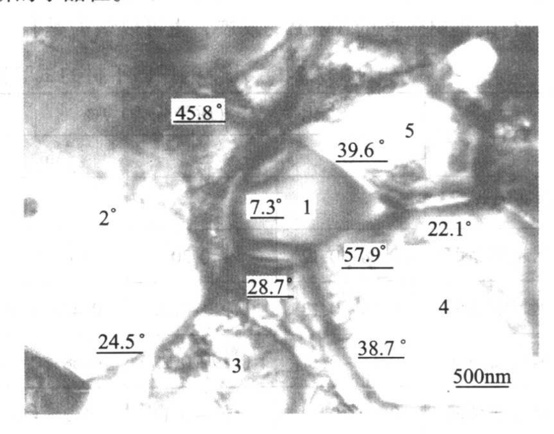


图 7.2-13　铁素体在 700℃，1 × 10^{-1} s^{-1}变形条件下应变为 0.36 时在晶界处形成的新晶粒

1.7　形变诱导（强化）铁素体相变的特征

1）它是动态相变。相变主要发生在变形中，这与控轧控冷不同，后者主要发生在轧后冷却中。

2）它是形核为主的相变。铁素体首先在奥氏体晶界形核，随着变形的进行，连续应变能积累和释放过程中晶核在奥氏体晶内高畸变区（应变带、孪晶带、γ/α 界面）不断反



复形核，具有“形核不饱和”机制。γ/α相界前沿反复形核限制了晶粒的长大，从而确立了超细晶实现的必然性，突破了热机械控制（TMCP）铁素体晶粒尺寸为5 μm的极限。

3）它具有快速相变特性，可在毫秒级范围发生。

4）DIFT（DEFT）相变和随后的铁素体动态再结晶相配合，产生了等轴、低位错密度的超细晶铁素体。因而比位错强化、单纯的析出强化或固溶强化具有更好的综合性能。

5）合金元素C、Mn、Nb、V影响DIFT、DEFT。在钢种设计时应予考虑。

2 热轧流程的超细晶综合控制理论与技术

控轧控冷是20世纪70年代形成的形变与钢材组织性能控制理论技术，它促进了微合金理论的建立，也为钢种强韧化起到了革命性的作用。在现代连续轧制条件下，在高速轧制过程中要充分利用形变和相变的耦合。图7.2-14为形变诱导铁素体相变与传统TMCP工艺的关系示意图。

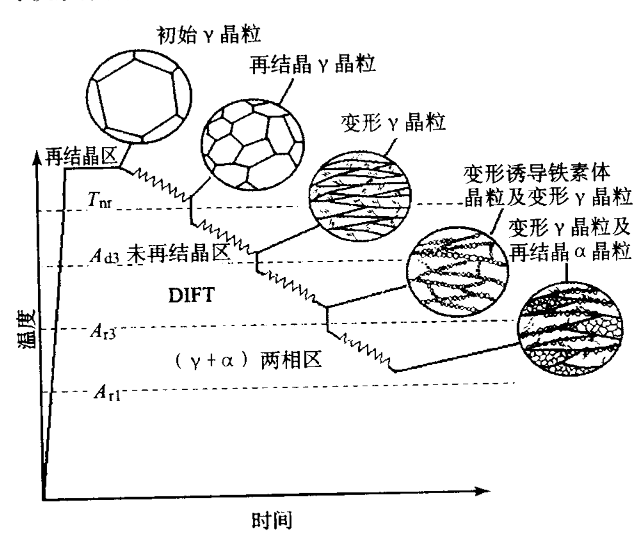


图7.2-14 形变诱导铁素体相变与传统TMCP的关系

形变诱导铁素体相变发生在奥氏体未再结晶区的较低温度范围。（$A_{r3} < T_{DIFT} < A_{d3}$）。由图可见，形变诱导铁素体相变是现行的钢材生产的TMCP的发展，也可以认为是新一代的TMCP。在现有轧钢设备上（或经一定改造）即可实现。这种工艺与其他晶粒超细化工艺相比具备很大优势，因而有良好的应用前景。

根据现场的条件和对产品的要求运用DIFT、DEFT和TMCP技术可以综合开发出多种生产工艺流程。在初轧段可以利用奥氏体再结晶细化，在奥氏体未再结晶区轧制可以为随后的相变细化及析出强化创造条件，在 A_{d3} ~ A_{r3} 之间可以发生DIFT，对过冷奥氏体可发生DEFT。轧后冷却可以控制晶粒尺寸和产品的相组成。这为开发新钢种，设计新工艺，改造和新建生产线提供了技术支撑。

3 工业生产及产品性能

超细晶钢的工业开发和生产，主要是针对以Q235钢为代表的普通碳素钢和以16Mn为代表的C－Mn钢，产品涉及到薄板、中厚板和长型材。另外也开发和生产了超细晶微合金耐大气腐蚀钢板。

3.1 薄板

3.1.1 概况

几个钢铁企业工业生产或试验超细晶钢薄板的化学成分、力学性能、铁素体晶粒尺寸见表7.2-1。其中本钢超细晶钢屈服强度为500 MPa级，其余钢材屈服强度为400 MPa级。

3.1.2 显微组织

超细晶钢薄板的光学微观组织如图7.2-15所示。可见组织主要由铁素体和珠光体组成，另外在一些钢中还存在少量贝氏体。

3.1.3 冲击韧性

超细晶钢除了具有较高的强度外，还具有良好的低温韧性。以攀钢超细晶钢为例，试样（3.0 mm×10 mm×55 mm非标准冲击试样，试样厚度为原钢板厚度）冲击功随着系列温度变化情况如图7.2-16所示。由图可知，从室温～－100℃进行系列温度冲击时，横向、纵向和45°方向的冲击功变化均不大，未出现明显的韧脆转变温度，表明超细晶热轧钢板在室温～－100℃均具有较好的韧性。试样的横向性能略低于纵向和45°方向的冲击性能，表现出较小的各向异性。其他钢厂生产的超细晶钢也具有较好的低温韧性。

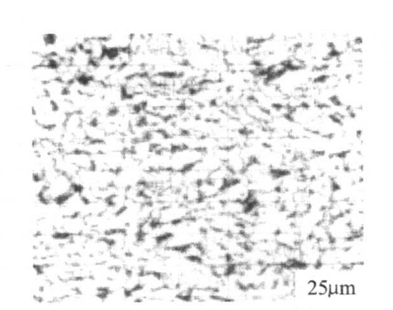
表7.2-1 几个钢厂扁平材的试验钢材的化学成分、力学性能、铁素体晶粒尺寸

材料	化学成分（质量分数）/%			σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	铁素体晶粒尺寸 /μm
	C	Si	Mn				
商业Q235				≥235	≥325	≥26	约20
宝钢超细晶钢	0.08～0.12	≤0.30	1.0～1.3	420～470	≥500	≥27	4.0～7.0
攀钢超细晶钢	0.13～0.18	0.21～0.29	0.47～0.66	410～435	525～570	≥27	3.8～5.2
武钢超细晶钢	0.13～0.17	0.19～0.22	0.68～0.78	365～425	510～535	≥30	4.2
鞍钢超细晶钢	0.11～0.12	0.11～0.14	1.2～1.3	409～470	500～568	≥26	3.1
本钢超细晶钢	0.17	0.19	1.25	543	615	25	—

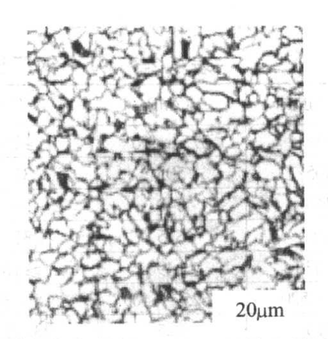
注：本钢超细晶钢经微Nb处理（含Nb量w(Nb)为0.015%）。

3.1.4 疲劳性能

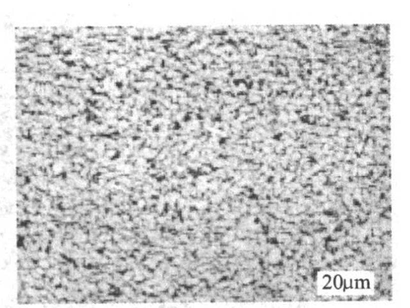
超细晶钢具有良好的疲劳性能。宝钢生产的超细晶钢（成分同SS400）及商业SS400钢、340TM钢的疲劳性能如表7.2-2和图7.2-17所示。实验方法为拉压疲劳法。实验采用PL－10型振动式疲劳试验机，试验机频率为150 Hz，使用正弦波，应力比 $R=-1$。从疲劳实验结果可以看出，超细晶钢的低周疲劳性能要优于340TM钢和商业SS400钢，但它的高周疲劳结果却低于340TM钢，而高于商业SS400钢。从 $S-N$ 曲线上可以看出，超细晶钢的疲劳强度为240 MPa，340TM钢的疲劳强度为260 MPa，略高于超细晶钢的疲劳强度。而商业SS400钢的疲劳强度为210 MPa，明显低于超细晶钢的疲劳强度。



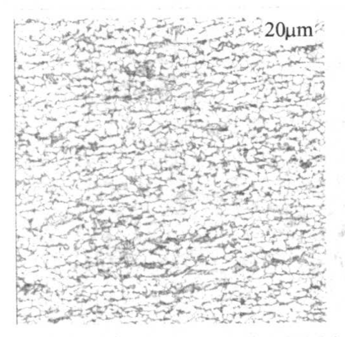
宝钢超细晶钢(0.1C−0.3Si−1.17Mn)



攀钢超细晶钢(0.14C−0.22Si−0.61Mn)



武钢超细晶钢(0.14C−0.20Si−0.78Mn)



鞍钢超细晶钢(0.12C−0.11Si−1.21Mn)

图 7.2-15　超细晶钢的光学微观组织

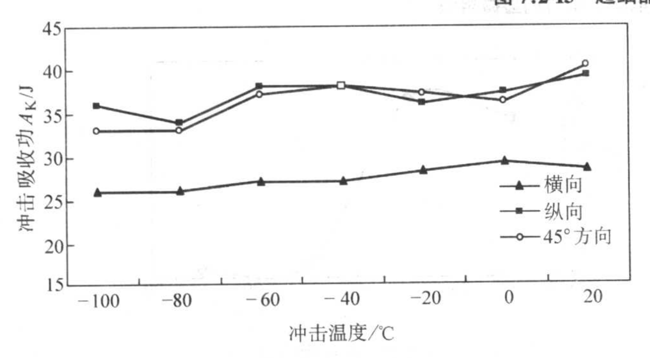


图 7.2-16　攀钢超细晶钢系列温度冲击性能

表 7.2-2　钢的疲劳实验结果

超细晶钢	载荷/MPa	350	300	270	250	240
	循环周次/次	5 110	21 900	133 600	1 902 000	$>5\times10^6$
340TM 钢	载荷/MPa	350	300	280	270	260
	循环周次/次	1 327	36 233	931 340	2.3×10^6	$>5\times10^6$
SS400 钢	载荷/MPa	330	280	250	220	210
	循环周次/次	1 202	25 560	653 222	1 036 985	$>5\times10^6$

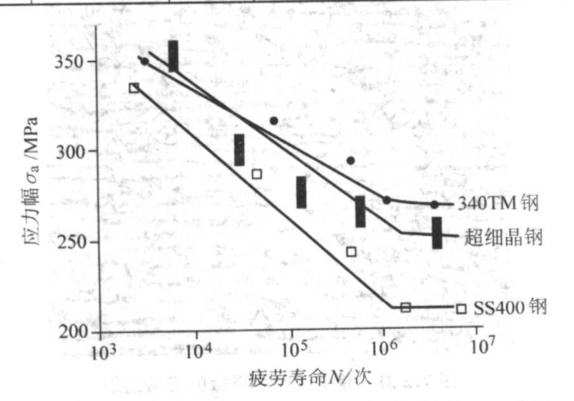


图 7.2-17　超细晶钢、340TM 和 SS400 钢的疲劳 *S-N* 曲线

3.1.5　工业应用

超细晶钢薄板已应用于汽车零部件的制作，可替代低（微）合金钢，降低了成本。宝钢、鞍钢生产的 400 MPa 级超细晶钢已在一汽批量使用，用于制作卡车横梁。武钢、攀钢生产的 400 MPa 级超细晶钢薄板在东风汽车公司使用，用于制作卡车横梁。本钢生产的 500 MPa 级超级钢在金州车架厂用于冲压卡车纵梁，性能良好。此外，400 MPa 级和 500 MPa 级超细晶钢在吉林辉南车架厂用于制作汽车底盘加强梁。上述材料在冲压生产过程中至今尚未出现废品。

3.2　长型材

3.2.1　概况

几个钢厂工业生产或工业试验的超细晶钢长型材的情况见表 7.2-3。

3.2.2　显微组织

唐钢试验钢材的显微组织如图 7.2-18 所示。组织为铁素体 + 珠光体，其中普碳钢的铁素体晶粒尺寸约 6 μm，20MnSi 钢的铁素体晶粒尺寸约 1 μm。

3.2.3　超细晶钢筋的服役性能

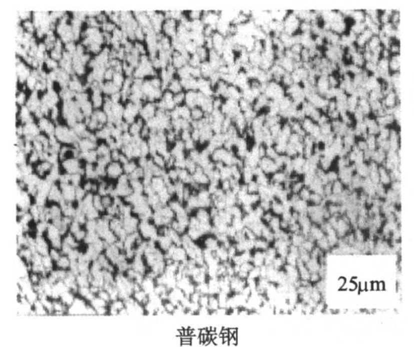
超细晶粒钢具有优异的强韧性，扩大了钢材的应用范围。图 7.2-19 给出了普碳钢筋屈服强度与铁素体晶粒尺寸关系和铁素体晶粒尺寸为 6 μm 时低温冲击功。正常轧制普碳钢（Q235）的屈服强度为 235 MPa，超细晶钢的屈服强度可达 460 MPa 以上；在低温 −40℃ 冲击吸收功高达 80 J，因此普碳钢超细晶粒钢筋可以用于国内任何高寒地区。图 7.2-20 为不同晶粒尺寸 20MnSi 钢筋低温冲击性能，当晶粒尺寸为1 μm 时低温 −100℃的冲击吸收功为 120 J，表现出优异的低温韧性，这为低温用钢提供了有益的启示。

3.2.4　工业应用

首钢生产的超细晶钢筋已供应国家大剧院工程、西直门交通枢纽工程、北京中央商务区摩根大楼以及出口新加坡，全部应用反映良好。目前有多家企业正在进行技改工程或建新生产线，按超细晶轧制工艺进行设计（核心技术设计），将形成大批量生产超细晶钢筋的能力。

表 7.2-3 几个钢厂长型材的试验钢材的力学性能

钢材	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	σ_s/σ_b	均匀伸长率/%	备注
商业 Q235	235	375 ~ 460	≥26		—	Ⅰ级螺纹钢
淮钢超细晶钢	405	505	31	0.80	—	Ⅲ级螺纹钢
首钢超细晶钢	440	540	29	0.81	—	Ⅲ级螺纹钢
唐钢超细晶钢	430	615	32	0.70	—	Ⅲ级螺纹钢
商业 HRB335	≥335	≥490	≥16	≥0.80	抗振要求≥9	Ⅱ级螺纹钢
淮钢超细晶钢	510 ~ 520	625 ~ 640	25 ~ 33	~0.81	14 ~ 16	Ⅳ级螺纹钢
首钢超细晶钢	510	625	23 ~ 27	0.816	—	Ⅳ级螺纹钢
唐钢超细晶钢	605	690	33	0.88	—	Ⅳ级螺纹钢

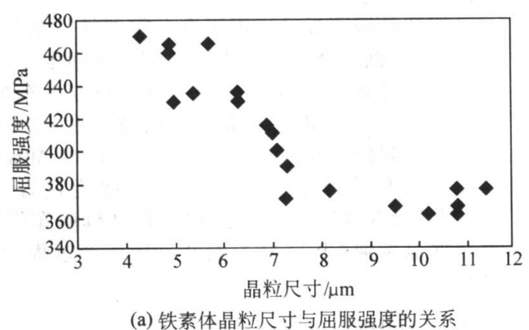


普碳钢

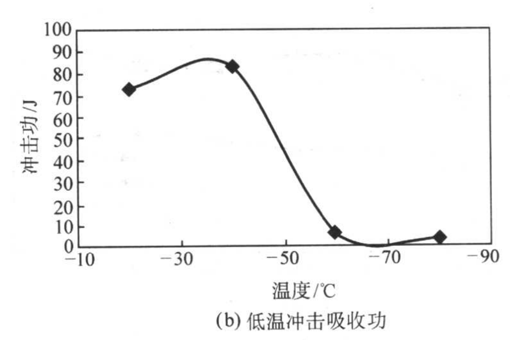
25μm

20MnSi

图 7.2-18 唐钢生产超细晶钢长型材的显微组织



(a) 铁素体晶粒尺寸与屈服强度的关系



(b) 低温冲击吸收功

图 7.2-19 普碳钢筋铁素体晶粒尺寸与屈服强度的关系以及低温冲击吸收功

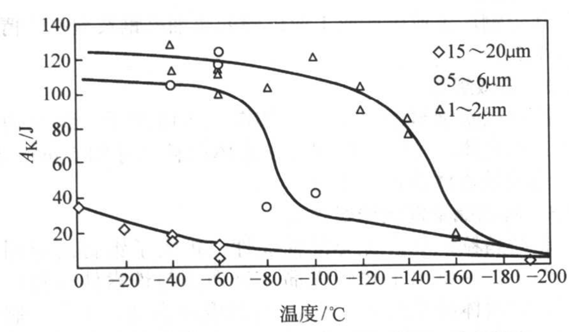


图 7.2-20 不同晶粒尺寸 20MnSi 钢筋低温冲击性能

3.3 中厚板

首钢试制中厚板的化学成分和力学性能见表 7.2-4，显微组织见图 7.2-21。鞍钢、酒泉、济钢等企业开始按细晶、超细晶轧制工艺的研究成果进行生产线改造。

表 7.2-4 首钢试制中厚板性能

钢材	化学成分(质量分数)/%			σ_s/MPa 纵/横	σ_b/MPa 纵/横	δ_5 /%	A_K /J
	C	Si	Mn				
商业 Q235				≥235	≥325	≥26	
首钢试验钢材	0.14	0.15	0.55	370 ~ 390	468 ~ 483	31	79（0℃）
商业 16Mn				≥345	≥450	≥25	
首钢试验钢材	0.16	0.39	1.4	435 ~ 427	568 ~ 550	27	96（-40 ℃）

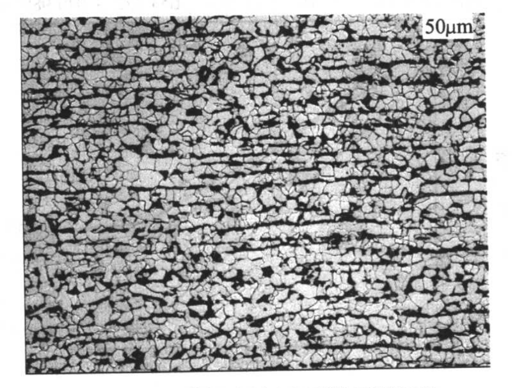


图 7.2-21 首钢试制中厚板的显微组织
(0.15C-0.17Si-0.56Mn，厚度 12 mm)



3.4　超细晶耐大气腐蚀钢板

武钢、本钢已试制成功超细晶耐大气腐蚀钢，它是在不改变合金化系的基础上，通过组织的超细化来大幅度改善钢板的强韧性。目前已小批量供市场试用，预计对铁路货车板与集装箱板寿命提高有促进作用。钢板化学成分如表 7.2-5 所示，力学性能如表 7.2-6 所示。

超细晶耐大气腐蚀钢板的显微组织如图 7.2-22 所示。组织为铁素体 + 珠光体，加 Nb 钢铁素体晶粒尺寸为 3 ~ 5 μm。

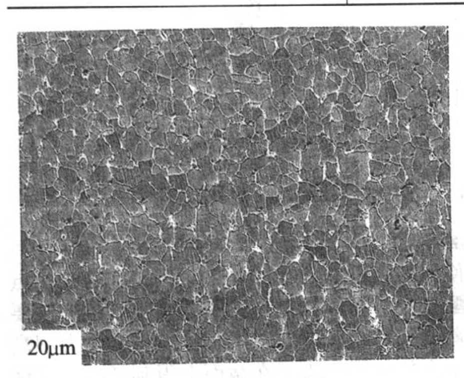
表 7.2-5　超细晶耐大气腐蚀钢板的化学成分（质量分数）　%

钢　板	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ti	Nb
09CuPTiRE	0.07	0.27	0.4	0.078	0.011	0.3	0.012	—
09CuPTiRENb	0.07	0.28	0.33	0.078	0.011	0.27	0.01	0.03

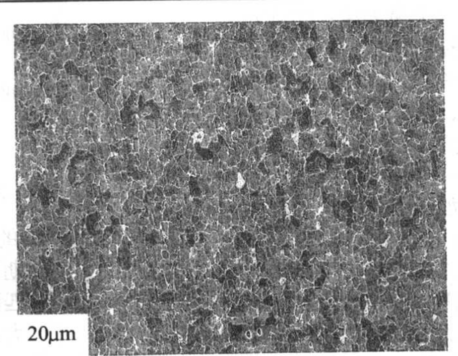
钢　板	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Nb
09CuPCrNi	0.09	0.31	0.41	0.085	0.010	0.17	0.50	0.29	—
09CuPCrNiNb	0.09	0.34	0.43	0.080	0.014	0.18	0.52	0.28	0.03

表 7.2-6　商业和超细晶耐大气腐蚀钢板的力学性能

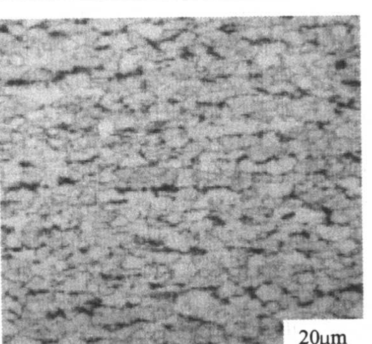
钢　板	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%
商业 09CuPTiRE	≥295	≥410	≥24
超细晶 09CuPTiRE	435	525	26
超细晶 09CuPTiRENb	485	560	27
商业 09CuPCrNi	≥345	≥480	≥22
超细晶 09CuPCrNi	480	570	29
超细晶 09CuPCrNiNb	520	610	23



09CuPTiRE(SEM照片)



09CuPTiRENb(SEM照片)



09CuPCrNiNb(光镜照片)

图 7.2-22　超细晶耐大气腐蚀钢板的显微组织

编写：孙新军（钢铁研究总院）
杨忠民（钢铁研究总院）

第3章　超细组织低（超低）碳贝氏体钢

1　概述

现代低（超低）碳贝氏体钢（ULCB）是一类高强度、高韧性、多用途新型钢种。它的出现是近三十年来社会需求和现代冶金技术发展的必然结果。由于这类钢中的碳含量已大幅度降低，因而彻底消除了碳对贝氏体组织韧性的不利影响，在控轧控冷后可得到细小的含有高位错密度的贝氏体基体组织。这类钢的强度不再依靠钢中碳含量，而主要通过细晶（组织）强化，位错及亚结构强化，铌、钛、钒微合金元素在工艺过程中的析出强化，以及 ε－Cu 在回火过程中析出等方式来保证，钢的强韧性匹配极佳，尤其是具有优良的野外焊接性能和抗氢致开裂能力。

1.1　研制低（超低）碳贝氏体型新钢类的意义

从低合金钢的发展过程来看，在低碳贝氏体钢出现以前，通常用的低合金钢组织为铁素体加珠光体，由于它具有令人满意的韧性，因而在很长时间占据了结构钢的主流位置。经过几十年的研究，生产与开发，目前传统铁素体珠光体钢的发展已经比较成熟，体现在它的组织－性能－成分关系已经基本确定，同时生产工艺过程控制的基本要求也已明确。几十年来，世界各大钢铁公司经过大量的生产实践对这类钢已经积累了丰富的经验，可以根据各自的生产条件得出成分、强度、韧性、组织之间的经验关系，以及成分对焊接性能，加工性能等的影响规律，目前已可以根据用户的性能需求来进行钢种的设计，其水平已达到只要生产工艺正常，产品性能基本可以符合设计要求。另一方面，对这类钢生产中的工艺控制要求也已比较明确，例如，要使热变形奥氏体在冷却时能转变成尽可能细的铁素体，要控制钢中微合金碳氮化物的析出状态；要采用微钛处理，减少奥氏体在加热时的晶粒粗化；要在控轧过程中抑制奥氏体再结晶（利用晶界偏聚，再结晶前的变形诱导析出等手段），并且变形后期采用大压下量来细化最终组织等。因而从技术路线上看，传统的铁素体－珠光体型钢种，其潜力已得到了较好的发挥，通过再结晶控轧等措施，目前工业生产碳素结构钢的最小铁素体晶粒尺寸已小于 20 μm，热轧低合金高强度钢的最小铁素体晶粒尺寸也已小于 10 μm，其晶粒度已接近大生产条件下的极限值。研究也发现，由于这类钢中铁素体内部结构单纯，而钢的强度主要来自较高的碳含量，因此所能利用的综合性能从经济上、工艺上考虑已难以进一步发展。随着对更高强度级别同时又有高韧性钢种的需求越来越强烈，必然需要考虑发展一类具有新型基体组织的钢种来满足社会需求。

1.1.1　600 MPa 级以上钢种的社会需要

在世界范围内，具有优良焊接性能的低合金高强度中厚钢板特点是用量大，并且具有多用途性。目前在能源、交通、原材料工业以及各种工程施工中使用最多的装备，例如各类工程机械、大型电铲、推土机、自卸车、油气管线、钻井平台、钻机及煤炭综采机械（液压支架，刮板运输机）中大量使用这类钢。它们的共同特点是要求有高强度（一般抗拉强度大于 600 MPa），较高的韧性或低温韧性（特别是在寒冷地区施工及工作的装备），良好的焊接性能及冷成形性（一般最好要求焊接工艺简单，焊前不预热及焊后不需要处理），材料的冷弯（包括宽冷弯）性能良好。另外，还要具有良好的抗疲劳性能及一定的抗腐蚀性。从降低制造各种装备的成本及改善工艺性能出发，通常还希望这类钢碳含量较低，合金元素含量不高，并且能适应不同需要，在性能、规格等方面有较宽的选择余地，以便满足各种不同用户的要求。例如在油气管线的建设中，若选用 X80 或 X100 代替 X52 钢，由于管壁可大幅度减薄因而可以节省大量材料，也可以提高管压输送更多的能源。对于桥梁，建筑等其他大型构件则可满足这些构件的减重要求。所以 600 MPa 以上钢种的社会需求是十分广泛并且越来越大。而传统的低合金铁素体珠光体钢屈服强度一般是在 500 MPa 以下，在低（超低）碳贝氏体钢出现以前，国内外使用的强度大于 600 MPa 级的高强度钢主要是回火马氏体钢。图 7.3-1 给出世界各国多年来发展的钢种其转变温度与强度的关系统计，由图 7.3-1 可见，强度在 600 MPa 以上钢种都是选择贝氏体或马氏体作为基体组织。

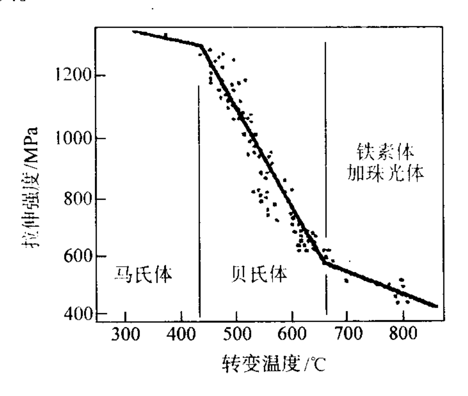


图 7.3-1　钢种转变温度与强度的关系统计

1.1.2　调质钢的综合性能及成本

工业上长期使用的强度在 600 MPa 以上调质型钢的优点是强韧性能的匹配比较好控制，具有很高的综合性能，主要用在大尺寸，大截面部件中，例如装甲板、航母板、大型高压容器板，但对于大尺寸构件为了在截面上得到低碳马氏体组织，钢中不得不添加相当数量提高淬透性的合金元素，所以这类钢中一般合金元素的加入量较大，生产路线长、工艺复杂，钢种的能耗及成本高，另外在保证板形及表面质量方面需要很多的投入。另一方面调质钢的马氏体强度水平主要受碳含量和回火温度的控制，随着强度水平要求的提高，钢中合金含量需要上升，而为了保证得到低碳马氏体组织，钢中碳含量又难以下降。因此钢的碳当量较高，结果是这类钢经淬回火处理后虽然可以获得较好的强度性能，但低温韧性和焊接性能却较差。合金含量高的高强度调质钢在焊接时常需要进行焊前预热与焊后处理，这给使用特别是大型构件中的使用造成困难。

1.1.3　降碳的趋势及新钢类的发展

为解决钢种强度水平的提高与焊接性能下降这一矛盾，以及降低制造成本，提高综合性能，世界各国均进行了大量研究工作。例如，1978 年 Graville 对高强度低合金钢焊接后热影响区冷裂纹敏感性和钢中碳含量以及计算的碳当量关系进行了较系统的研究，结果如图 7.3-2 所示。发现按冷裂纹敏感性可把已有钢种分成 3 个区，当钢中碳含量 w(C) 在 0.10% 以下时（即位于区域Ⅰ中时），钢的碳当量对冷裂纹敏感性影响不大。即使钢中加入合金量较多，碳当量较高时，钢种仍具有较佳的焊接性能。若把世界各国 20 世纪 50～90 年代发展的不同级别钢种画在 Graville 图上，可以看



到其发展轨迹是随着钢的强度要求不断提高，为保证焊接性能明显改善，必须要把钢中碳含量大幅度下降，特别是低碳贝氏体钢的出现，这种趋势更为明显了。

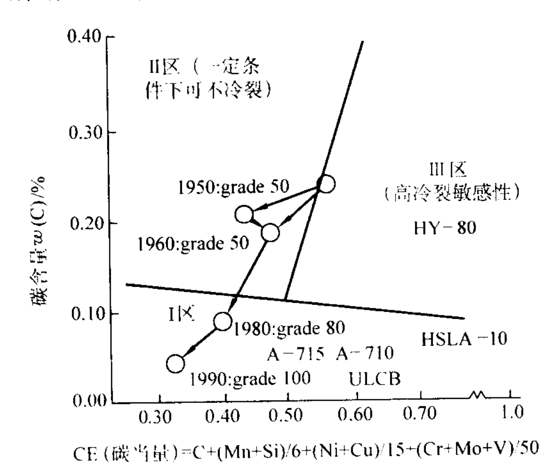


图 7.3-2　20 世纪 50～90 年代各国钢种发展情况及典型钢种成分的变化

社会的需要，高强韧钢生产及使用成本的降低，以及焊接等工艺要求的全面满足是发展低碳贝氏钢的主要动力。当然，近年来在实际工业性大生产中能出现大批量商业性低（超低）碳贝氏体钢还有两个关键技术因素：一方面是冶金生产技术的发展。首先是钢包冶金技术的大规模应用，使低（超低）碳钢的大生产成为可能，这样在炼钢时，当碳含量大幅度降低后，钢中氧氮等气体含量仍能得以降低，各种微量元素的回收得到控制。在热加工技术上，TMCP 技术全面发展，使钢种生产全过程控制得以实现。另一个关键技术因素是铌、钛、钒、硼等微合金元素的研究与应用得到全面发展，特别是微量铌以及 Nb－B、Nb－Cu－B 等元素的综合作用研究和应用在这一发展过程中起了突出的作用。目前世界上已基本形成 Mn－Nb－B 及 Cu－Nb－B（Cu－Nb）两大系列低（超低）碳贝氏体钢，屈服强度在 600 MPa 以上，广泛用于石油管线、工程机械、采油平台、海洋设施、桥梁以及军用舰船上。

在我国，低（超低）碳贝氏体钢发展起步较晚，80 年代末北京科技大学与宝钢合作开展了含铌超低碳贝氏体管线钢的研究，并在 300 t 转炉上进行了第一次试生产。90 年代初北京科技大学与武钢开展了铌微合金化的 DB590 和 DB685 两个级别低（超低）碳贝氏体工程机械用钢研究与开发。其中 DB590 已全面投产，DB685 已达到年产几千吨规模，应用于工程机械，采矿设备等方面。1995 年以来在武钢又进行了 600～700 MPa 级 Cu－Nb－B 系超低碳贝氏体钢的研究，特别是 1998 年国家"973"项目启动，为了实现新一代超细化低成本节能型钢种的开发，发展了新型的形变热处理＋弛豫-析出-控制相变（TMCP＋RPC）工艺控制技术，在含铌超细组织的低（超低）碳贝氏体钢中，在实验性中试及鞍钢、武钢大生产轧制条件下实现了屈服强度达 800 MPa 级中厚板的试制。

1.2　低（超低）碳贝氏体钢的强化机制

碳是钢中很重要的强化基体元素，特别是对铁素体的强化。在低（超低）碳贝氏体钢中由于碳含量已降得较低，这时虽然比较容易得到全贝氏体组织，但由于降碳所造成的强度下降必须通过其他方法来补偿。研究表明，这类贝氏体钢的强化机制主要可归纳为以下几个方面。

1）细的贝氏体束　低（超低）碳贝氏体钢种利用现代炼钢生产技术，采用钢包精炼及连铸，利用高温非再结晶区控轧得到"薄饼状"变形奥氏体晶粒，钢中加有少量提高淬透性的元素（通常利用铜、铌、钼、硼等），在轧后空冷条件下，变形奥氏体可以转变为细小的各种形态的贝氏体组织，这种组织中贝氏体板条束或粒状贝氏体团的尺寸起到实际晶粒尺寸的作用。

2）高位错密度　这类钢变形奥氏体在冷却过程中，贝氏体相主要以切变方式形成，此过程在新相中产生相当数量相变位错。另一方面，这种相变产物形成时又可以继承奥氏体内在非再结晶区变形时产生的大量形变位错，从而使这种贝氏体中位错密度很高，钢的屈服强度提高较多。

3）碳化物及 ε-Cu 析出强化（尺寸在 10 nm 左右）　这类钢中加入的少量铌、钛、钒、铜、钼、硼等元素会在高密度位错及亚结构上析出，产生明显的强化效应。

4）碳、锰、铜、镍等元素在铁素体中固溶强化　由于这类钢中碳含量（质量分数）已降到 0.05% 左右，通常冷却条件下不会产生渗碳体，因此碳的危害，渗碳体对贝氏体韧性影响等问题已完全消除，钢材的焊接性能极佳，热影响粗晶区在各种冷却条件下均可得到极高韧性的贝氏体组织，钢板冲击转变温度可以降到－60℃左右，材料通过铌、钛、钒及 ε－Cu 的析出强化，屈服强度可达 500 MPa 以上，韧性明显高于普通的低合金高强度钢。是一个低成本、高性能、节能与多用途的典型钢系。

1.3　低（超低）碳贝氏体钢的组织类型及形貌

由于这类钢的碳含量（质量分数）已降低到 0.05% 左右，传统意义上的铁素体/渗碳体组织已经不复存在。另外，这类钢常采用控冷技术，得到的主要是中温转变产物，例如针状铁素体，粒状贝氏体及板条状贝氏体（在残余奥氏体岛中可能有少量马氏体）等。但目前对于这类组织仍存在有诸如形貌、形成温度、各种组织的分类及定义等问题，有待进一步解决。

习惯上，人们把贝氏体形态分为上、下贝氏体、粒状贝氏体及无碳化物贝氏体等，ULCB 钢由于碳含量低，在这类组织中贝氏体板条之间无渗碳体型碳化物，板条内亦无这类碳化物析出，板条内存在大量的位错，而板条的边界由位错墙构成，板条之间存在一些尺寸细小的残留奥氏体及 M－A 岛。

90 年代以来，日本及欧美等国对这类钢的冷却转变组织进行了大量研究，但是对此类钢组织的生成机制至今未形成一致看法，对连续冷却转变产物的研究目前仍侧重于形态描述。由于冷却速度的不同，实验发现，在 ULCB 钢组织中，可出现多种不同的铁素体和贝氏体，虽然这些组织由于形成过程不同，其形貌、亚结构、位错密度等均不尽相同，但在实际生产中难以区分。目前国际上使用较多的是日本 ISIJ 贝氏体钢委员会的分类方法，它按照生成温度的高低，把钢的连续冷却转变产物分为多边形铁素体（α_p）、准多边形铁素体（α_q）、魏氏组织铁素体（α_w）、粒状贝氏体 α 相（α_B）、贝氏体 α－Fe（α_B^0）和马氏体（α'_m）。其中最常遇到的典型组织为准多边形铁素体，粒状贝氏体，板条贝氏体即贝氏体 α－Fe 等三类，其典型形貌如图 7.3-3 所示。在本书有关章节中，我们主要采用上述分类方法进行讨论，其他几类分类方面可以参阅有关文献。

1.4　钢种基本特征

1.4.1　成分及微量合金元素的作用

（1）碳含量的控制

钢种的碳含量（质量分数）控制在 0.06% 以下（0.02%～0.06%）。取此碳量的目的是：










(a) 准多边形铁素体（α_q）　(b) 贝氏体铁素体（α_B^0）　(c) 粒状贝氏体 α 相（α_B）

图 7.3-3　典型贝氏体组织形貌

1）这种钢在经过高温奥氏体化以及热变形后的冷却过程中，不再发生奥氏体向铁素体与渗碳体的两相分解，过冷奥氏体将直接转变成各种形态的铁素体并留下少量富碳的残留奥氏体；

2）这时针状（或板条状）铁素体内及板条间均没有连续的渗碳体。因此，这种形态贝氏体的韧性极佳，碳含量和室温冲击韧性的关系如图 7.3-4 所示；

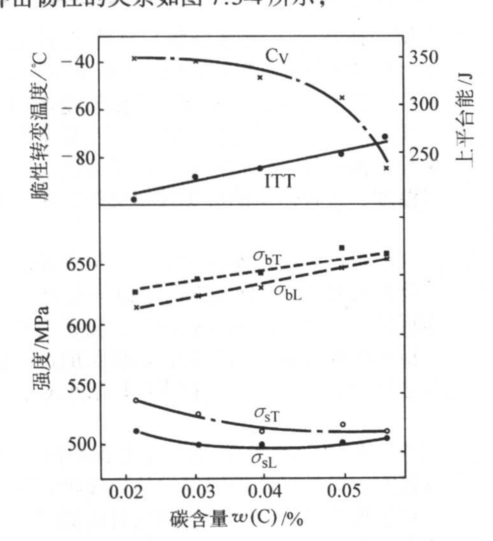


图 7.3-4　钢中碳含量和强度及韧性的关系

3）钢种的可焊性极佳，可以保证一般在寒冷地区施焊时不用预处理和后处理；

4）必要的碳含量主要起固溶强化作用。同时一部分碳原子将与加入的微量钒、铌、钛作用析出微合金碳化物，在高温变形阶段抑制再结晶，在较低温区起析出强化作用。

（2）钢中的铜

钢中加入少量铜，其成分各国不同，在我国常用范围质量分数在 0.08% ~ 0.80%，而美国加入铜量可以很高，直到 2.0%左右，选取的原则如下。

1）在板厚小于 10 mm 的控制热连轧中，由于热变形过程压下量大，能较好地利用计算机控制进行高温再结晶区控轧及非再结晶区变形。因此终轧时的奥氏体晶粒细，晶粒变形程度很高，在经加速冷却后，可以得到细的贝氏体组织（常是粒状贝氏体与部分板条状贝氏体的混合物）。在 600℃左右热卷取后，卷内冷速很低，各类析出强化效应能较好发挥。因此在采用质量分数 0.1%（如 DB590）和 0.20%左右（如 DB685）铜含量时，已足以保证钢种必要的强度。

2）针对部分钢铁公司轧板厂轧机能力不足，温度及压下量较难控制，因此在中厚板轧制时，热变形压下量较小，奥氏体晶粒容易粗大，从而造成相变产物贝氏体较粗，强度余量较小。加上轧后也无法进行有效的加速冷却，因此，不同级别钢采用的铜含量 $w(\mathrm{Cu})$ 分别为 0.25% 到 0.80% 左右。在板厚很大时，还可采用轧后缓冷或回火工艺，通过调整 ε − Cu 析出进一步改善综合性能。

3）钢中铜能明显地与加入的硼起综合作用，铜和硼联合会进一步抑制贝氏体转变前的铁素体生成。同时加铜后可使铌碳化物高温应变诱导析出加速，再结晶停止温度升高，有利于进行非再结晶区控轧及进一步细化相转变产物。

（3）微量铌和硼的综合作用

钢中加入铌和硼，其成分（质量分数）范围是铌 0.03% ~ 0.06%，硼 0.000 5% ~ 0.030%。它们的主要作用是：

1）微量铌与碳、氮、硼形成 Nb（C，N，B）类析出物，在热变形后，这类化合物在奥氏体中会通过应变诱导在位错线上析出，从而明显地阻碍变形后再结晶晶界的运动，使含 Nb + B 的低（超低）碳贝氏体钢再结晶停止温度升高到 950℃以上。

2）固溶在奥氏体基体内的铌及硼原子，由于尺寸效应，都趋向于偏聚到晶界区，这种溶质偏聚会阻碍奥氏体形变后再结晶新晶界的运动，从而减慢再结晶速度，铌和硼的同时存在，其综合效应更佳。

3）高温变形后的冷却过程中，铌和硼原子在晶界的偏聚会极大地阻碍新相在晶界处形核，从而使先共析铁素体生成区明显右移，保证了这类钢能在很宽的冷速范围内得到均匀的贝氏体组织。

4）基体中固溶的铌和硼原子在冷却及相转变后，将在贝氏体内析出 Nb（C，N，B）化合物，进一步强化贝氏体。

5）铌和硼在贝氏体钢中的作用有相似的一面，也有不同处。由于硼原子半径较小，扩散更快，在形变、再结晶及相变过程中，效应更为明显。而铌原子的析出效应是很强的，加硼可以加强这种效应，因此说两者的综合作用使效果更佳。

（4）其他元素的控制

钢中的硫、磷质量分数控制在 0.005% 和 0.010% 左右，以改善材料的塑性与韧性，并防止 CuS（或 Cu_2S）析出。在含铜 $w(\mathrm{Cu}) = 0.3\%$ 以上的合金中，相应加入少量镍（质量分数约为 0.2% 左右）以防止含铜钢的热裂。钢种应进行微钛处理（质量分数约为 0.02% Ti），它既脱氮保护硼，又通



过微细 TiN 析出控制奥氏体晶粒的快速长大。

钢中铜、铌、硼三者有明显的相互促进作用，这方面已有一些报道，但并不十分明确。在“973”项目的研究工作中，三者的相互作用在许多现象中均显露出来，这将在下面的章节中进一步说明。钢中的锰起固溶强化作用，并进一步阻碍先共析铁素体的析出，加入量保持在常用的 16Mn 钢锰含量范围。

1.4.2 钢种基本参数与成分的关系

(1) 钢种 CCT 曲线特点

我国武钢发展的 DB590 钢典型 CCT 曲线（图 7.3-5）表明，这类钢在冷速大于 2℃/s 时，钢中基本不出现铁素体，而在 6℃/s 的冷速下，冷却后也不出现马氏体。

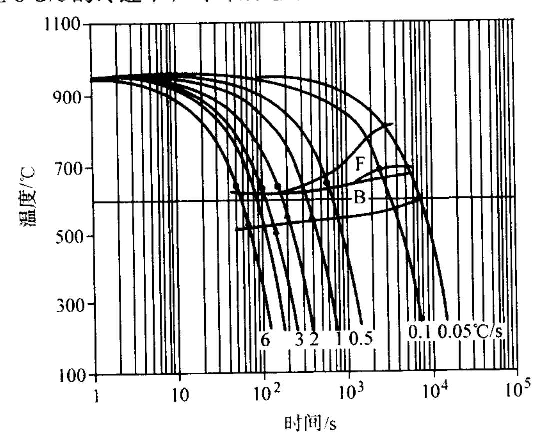


图 7.3-5 DB590 钢典型 CCT 曲线

当钢中加入一定量的铜后，铁素体转变区进一步右移，当冷速大于 0.2℃/s 时，样品就已基本上不出现铁素体。同时，由于加入了铜，贝氏体开始转变点降低，且这种钢的 B_s 点在相当大的冷速范围内基本不随冷速的变化而变化，维持在 600℃左右，这样可以保证在较大的板厚范围内维持组织的均匀性，保证中厚钢板在随后的冷却过程中得到基本相似的贝氏体组织（图 7.3-6）。

钢中微量 Cu－Nb－B 等元素对冷却时相变有强烈的综合作用，1987 年 Tamehiro 给出，钢中不加铌、硼，从奥氏体区冷却时，在 835℃（A_{r3}）发生铁素体相变。加入铌、硼后，从奥氏体区以同样速度冷却时，不发生铁素体相变，到 670℃（B_s）发生贝氏体相变。宝钢试生产的钢种（质量分数碳 0.036%，锰 1.33%，铌 0.049%，硼 0.002 9%），实测的 B_s 点在 605℃（20℃/s）到 645℃（5℃/s）范围。冷却前的预变形对相变点有影响，其 B_s 点上升约 10～15℃，该钢

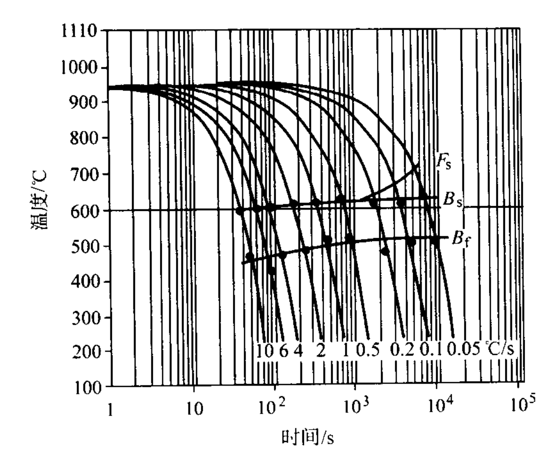


图 7.3-6 加 Cu 钢 CCT 曲线

种在 4℃/s 以上冷速冷却时不会出现先共析铁素体。

当钢中加入微量铜后，B_s 点进一步下降，三种元素对相变点影响的典型实例如表 7.3-1 所示，在含质量分数为 C 0.05%，Mn 1.05%，Cu 0.7% 的钢中，当单加硼（$w(B)=(10\sim15)\times(10^{-4}\%)$），单加铌（$w(Nb)=0.04\%$），或同时加铌、硼以及加入的铜量变化时，钢在加热及冷却时相变点的变化明显反映铌、硼、铜的综合影响。

表 7.3-1 Nb、B、Cu 加入对钢种相变点 A_{c1}、A_{c3} 及冷却时贝氏体转变点的影响

钢　种	A_{c1}/℃	A_{c3}/℃	B_s/℃	B_f/℃
无 B 钢	807	915	648	526
Nb + B + 0Cu	828	918	666	523
Nb + B + 0.5Cu	811	901	651	508
Nb + B + 0.7Cu	805	895	627	489
Nb + B + 1.5Cu	787	889	598	475
Nb + B + 1.8Cu	747	840	549	435
Nb + 0.7Cu + 0B	807	915	632	503

(2) 钢种热加工时再结晶曲线特点

采用高温变形两次压缩法，可以测定不同成分低（超低）碳贝氏体钢的高温变形再结晶行为，实验是在 MTS 试验机及 Gleeble 热模拟机上进行的，钢的化学成分范围见表 7.3-2。结果表明：

表 7.3-2 几类超低碳贝氏体钢及其对应钢种的化学成分（质量分数） %

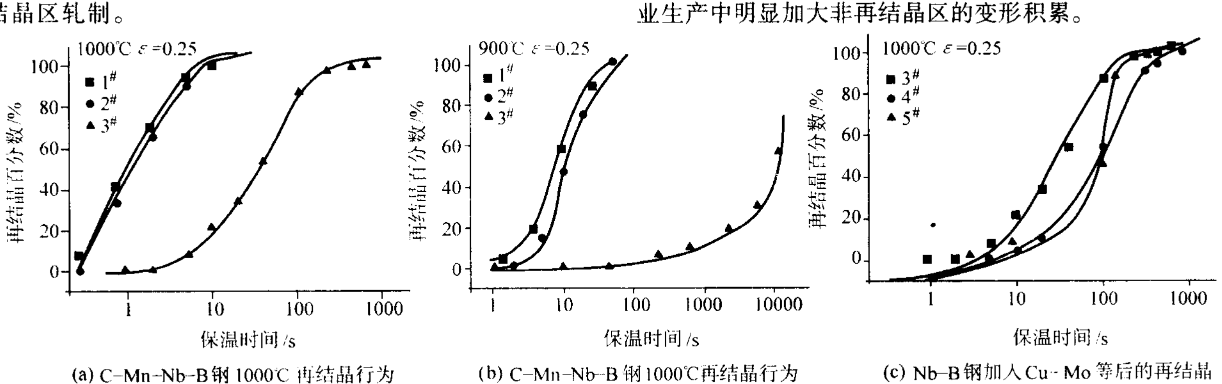
序号	钢　种	C	Mn	Nb	B	Cu	Ni	Mo	Cr
1	C－Mn	0.03	1.54						
2	C－Mn－B	0.03	1.55		0.003 3				
3	C－Mn－Nb	0.026	1.42	0.055					
4	C－Mn－Nb－B	0.026	1.56	0.055	0.003 0				
5	C－Mn－Nb－B	0.042	1.60	0.051	0.002 0				
6	C－Mn－Nb－Cu－B	0.041	1.58	0.068	0.001 8	0.14			
7	C－Mn－Nb－Cu－B	0.043	1.47	0.042	0.001 6	0.09			
8	Nb－Cu－Mo－B	0.056	1.51	0.04	0.001 3	0.16	0.14		
9	Nb－Cu－Ni－Mo－B	0.042	1.72	0.05	0.001 6	0.40	0.31	0.15	
10	Nb－Cu－Ni－Mo－B	0.055	1.62	0.05	0.001 1	0.43	0.26	0.13	
11	Nb－Cu－Ni－Cr－Mo－B	0.04	1.07	0.04	0.001 3	0.74	0.72	0.24	0.54
12	Nb－Cu－Ni－Mo－B	0.037	1.52	0.054	0.001 6	0.39	0.34	0.2	



1）C－Mn钢及单独加入铌和硼的钢　这类钢经25%热变形后再结晶曲线如图7.3-7（a），（b），由图可见，C－Mn钢1 000℃变形后再结晶很快，10 s后再结晶就完成了，即使变形温度降到900℃，变形后再结晶也在20～30 s内完成。C－Mn钢中单加硼后，再结晶状况有少量延后，但效果不大。但当C－Mn钢中加入少量铌后，变形后再结晶行为有明显改变，1 000℃变形后20 s，软化率才达50%，900℃变形后则要到几千秒后再结晶才开始。这表明C－Mn钢中加微量铌后，有可能在900℃开始进入非再结晶区轧制。

国内外已有研究工作表明，铌的这种作用与奥氏体中固溶铌原子的溶质拖曳效应，以及900℃以下铌碳化物析出阻止再结晶过程的进行有关。

2）综合加入铌、硼、铜等合金元素时　当钢中综合加入铌、硼、铜等合金元素后，高温变形时的再结晶行为如图7.3-7（c）。结果表明，在1 050℃加热变形后10 s再结晶完成。1 000℃变形要150 s后才完成再结晶，而950℃变形后要约几百秒后再结晶才开始。看来同时加入铌、硼、铜后，钢的非再结晶区温度范围扩大到950℃以上，从而可以在工业生产中明显加大非再结晶区的变形积累。



(a) C-Mn-Nb-B钢1000℃再结晶行为　(b) C-Mn-Nb-B钢1000℃再结晶行为　(c) Nb-B钢加入Cu-Mo等后的再结晶

图7.3-7　C－Mn－Nb－B钢再结晶行为与Nb－B钢加入Cu－Mo等后的再结晶

铌和硼影响钢再结晶的综合分析表明，这种作用看来和它们会在奥氏体晶界发生共偏聚有关，从铌和硼相互作用看，它们相互作用很强，会形成多种化合物。从这两种元素的原子半径看，由于铌、硼原子半径之和相当于两倍铁原子半径，因此在奥氏体中铌、硼原子有形成复合对的倾向，并且这种复合对的形成在一定程度上将加速铌在基体中的扩散，使溶质对晶界移动的拖曳力明显加大。另一方面，实验也证明硼的加入会加速钢中Nb（C，N）的析出，并且硼原子会直接进入铌的碳氮化物之中，这些均会影响Nb－B钢的高温变形再结晶行为。

（3）钢种PTT曲线特征

这类钢高温非再结晶区轧制后会应变诱导析出极细的Nb（C，N）。析出物主要析出在变形奥氏体晶界及内部位错网上，它们会阻碍轧后位错的回复及消失过程，稳定了位错结构，为随后冷却过程相变形核提供更多机会，同时阻止相变产物（新相）的长大，细化最终组织。实验研究表明当铌和硼、铜综合加入时，它们的综合作用会进一步使这种析出过程加速，并且进一步降低冷却时的相变温度，从而进一步细化最终组织。

采用热变形后应力弛豫方法测定了钢中应变诱导析出的开始与结束时间（P_s及P_f），采用MTS试验机与Gleeble热模拟机控制变形量、温度、时间等工艺过程，记录弛豫阶段的应力变化曲线，得到所需结果，实验用材料如表7.3-2。

图7.3-8为1号及4号钢1 100℃加热后冷却到850℃，变形5%后的应力弛豫曲线，由图可见，当钢中不加铌时，应变后没有应变诱导析出现象，这时应力弛豫曲线上基本上是直线下降。而加入铌、硼后，在应力弛豫曲线的18 s到180 s范围会出现标志Nb（C，N）析出开始与长大过程的平台，由此可以确定析出开始与完成时间（P_s和P_f点）。这类钢中的微合金元素析出与预变形温度，预变形量大小以及钢中加入元素综合作用有关。图7.3-9（a）给出，当只在热变形温度保温但不进行热变形时，含质量分数为0.05C－0.035Nb钢虽然也有Nb（C，N）析出，但即使在最快的析出温度下，析出开始时间也要在100 s之后，而P_f点出现在2×10^4 s以上，这样的析出过程在TMCP整个生产过程中是难以应用的。图7.3-9b给出单加铌与铌、硼复合加入后Nb（C，N）应变诱导析出动力学曲线（PTT曲线），由图7.3-9b可见，单加铌时Nb（C，N）的析出最快的温度在800℃，时间在16 s左右，而同时加入铌和硼后，析出曲线的鼻尖温度升到850℃，P_s点在6 s左右。

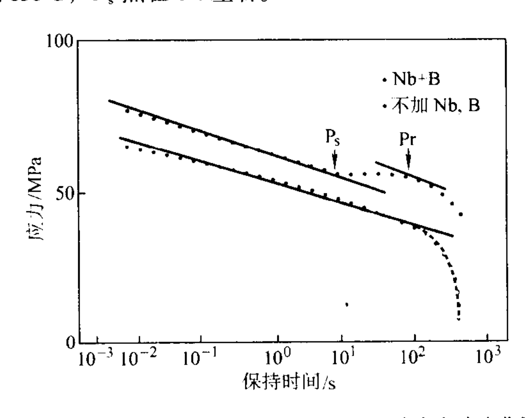


图7.3-8　1号及4号钢850℃，变形5%后的应力弛豫曲线

图7.3-9c给出了当钢中同时加入铌、硼、铜后的情况，少量铜的加入对Nb（C，N）析出有进一步的促进作用。由图可见，加铜使PTT曲线进一步左移，在850℃变形后，3～4 s析出就开始，而析出结束时间提前到20～30 s，这就为下一步采用中温转变组织超细化的RPC工艺创造了条件，也使得RPC工艺不单在中板轧机，并且在连轧机上也有可能实现。

已有的研究工作表明，微量铌析出物是在变形后保温中逐步析出并长大，其核心可以是在晶界或相界等界面上，也可以在钢中已有的析出物颗粒上，图7.3-10给出析出物电镜能谱分析，结果表明，含铌化合物是以TiN为核心逐渐在其上析出并长大的。复合加入微量硼后，微量硼能进入析出的Nb（C，N）中，成为Nb（C，N，B）化合物。看来硼对铌析出的影响不单体现在铌、硼的晶界共偏聚及铌、硼复合对的形成，影响铌的扩散速度上，并且当微量硼加入时，它可以直接作为Nb（C，N）的一部分，进入析出物中从而相当于增加了碳、氮原子浓度（特别是它会聚集在析出物的界面及其附近），从而会明显加速应变诱导析出过程。



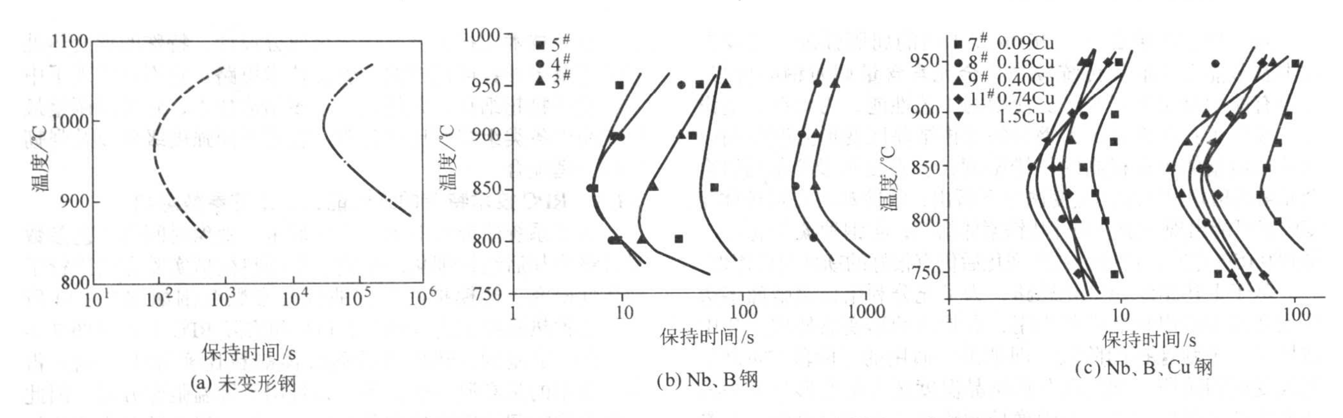


图 7.3-9 未变形钢、Nb、B 钢以及 Nb、B、Cu 钢的 PTT 曲线

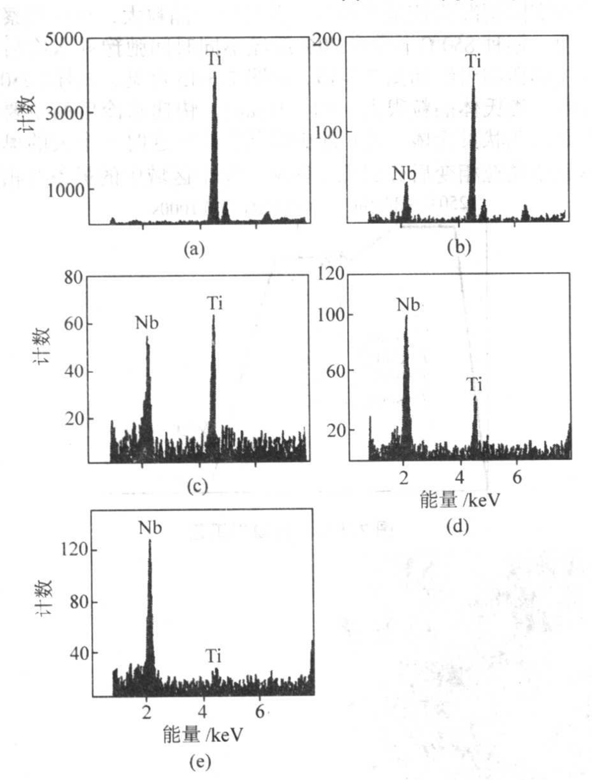


图 7.3-10 析出物成分随时间变化的电镜能谱分析

加铜使析出加快，并随铜含量（质量分数）增加（由0.09%增加到 1.5%）加快更明显的原因分析表明。当钢中加入铜后，在同样的预应变程度下，其加工硬化程度明显高于不加铜的钢种，从而经过同样 20% ~ 30%变形后，钢的强度随铜含量升高而增加，相应其晶内位错密度（ρ）及畸变储能明显增高；这种现象可能也与铜原子在钢中的固溶强化效应有关。此外，也有研究表明，在奥氏体中铜对碳的活度有影响，铜的加入提高了钢中碳的活度，从而也会促进 Nb(C，N）的析出。

2 新型超细组织低（超低）碳贝氏体钢

新型超细组织低（超低）碳贝氏体钢是国家新一代钢铁材料重大基础研究的一项重要成果，它充分利用近代物理冶金原理，创建了使中温转变组织超细化的弛豫-析出-控制相变（RPC）技术，开发了新一代高强韧、低成本、节能环保型超细组织钢，使屈服强度 500 ~ 800 MPa 级超细贝氏体钢实现了批量生产。

2.1 新的组织超细化技术思路及细化效果

已有大量研究表明，在低合金钢中单纯靠铁素体组织超细化，即使其晶粒度达到 1 μm 数量级，材料的屈服强度也难以超过 600 MPa。新一代钢采用了以亚结构强化为主的贝氏体/马氏体基体，因此创新的组织细化思路必须是解决如何实现中温转变组织的超细化，这种超细化组织的强度潜力可达 1 000 MPa 以上。

新一代钢采用的独特细化思路如图 7.3-11 所示。该思路充分利用了变形奥氏体中大量变形位错弛豫及多边形化过程的分割作用；利用了微合金元素析出物的钉扎与强化作用；以及相变产物分段形成的相互阻断作用。从而实现中温转变产物超细化。获得微米、亚微米针（板条）状组织钢。采用该思路细化后的典型组织如图 7.3-12 所示，这时不同取向板条束的宽度在 3 ~ 6 μm 范围，板条宽度在 0.5 μm 左右。

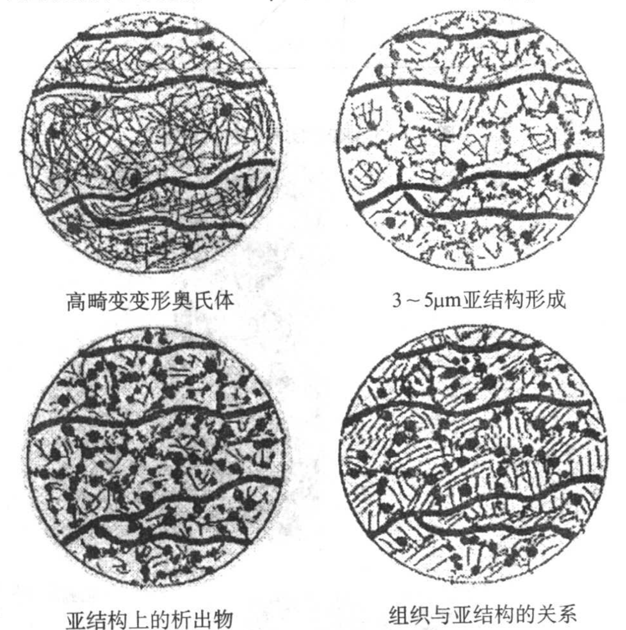


图 7.3-11 中温转变组织超细化的基本原理示意图

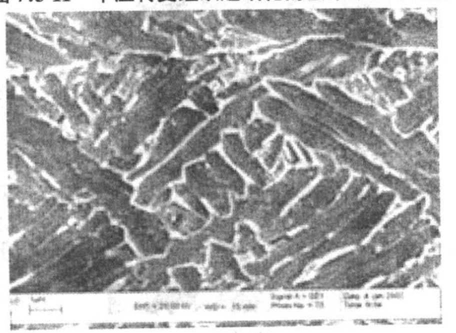


图 7.3-12 细化后的典型组织

新一代钢不单要有比 16Mn 高 1 倍的屈服强度，又要在成本及节能上有取代传统较高合金元素含量调质钢的优势，并要有能大批量生产与广泛使用的工艺性能，为此在合金设计上采用了：①充分扩大钢种的非再结晶区变形温度范围以保证轧后基体中有很高的位错密度；②在变形及变形后微合金元素析出相很快地在应变诱导下析出；③冷却时在贝氏体相变前有可能出现一定量的针状铁素体组织；④钢种碳含量 w(C) 降到 0.05%左右，以保证在高强化后仍有很好的韧性与可焊性。

基于上述组织超细化思路，为了充分利用位错弛豫多边形化及微细析出相的控制作用，在常用的形变热处理工艺中增加了一个弛豫控制阶段。即把国际通用的三阶段 TMCP 工艺改变成四阶段。钢板在非再结晶温度区大量变形与下一段加速冷却之间增加了一个弛豫控制阶段。在此阶段中，在变形奥氏体中实现晶体缺陷的重新排列及组合，让微合金析出物在特定部位析出，从而控制随后冷却时的贝氏体相变在已被分割和细化的小空间内进行。RPC 工艺示意如图 7.3-13 所示，整个技术包括了特殊微合金成分设计，特殊的形变热处理工艺及多参数可调控的一整套技术思路。它不单实现了中温转变产物超细化，并且是一个多用途技术，它可以调整最终成品中各类组织配比与分布，实现不同强度级别以及强韧性的合理配合。

2.1.1 RPC 技术特有的细化能力及工艺参数影响

为了系统研究变形温度、变形量、弛豫时间等工艺参数对最终冷却后组织细化的影响。采用热模拟实验方法进行了规律性研究。热模拟的工艺曲线及参数范围如图 7.3-14 所示，这种热模拟工艺（图 7.3-14）和实际 RPC 工艺（图 7.3-13）有一定差别，热模拟后奥氏体晶粒比实际生产钢大得多，采用的是高温一次变形，并且用了等温弛豫方式，因此所需弛豫时间比实际生产要长许多，但它揭示的基本变化规律和实际情况应该是类似的，并且由于晶粒大，组织观察较方便。钢种 850℃下变形 30%后经不同时间弛豫并水冷后试样中的典型组织如图 7.3-15。由图 7.3-15 可见，试样1 250℃保温后奥氏体晶粒很大（约 300 μm），快速水冷后的主要组织是板条状贝氏体（α_B^0）加少量马氏体。这时一个大的奥氏体原始晶粒相变后分成几个区域，每个区域中的板条有相同

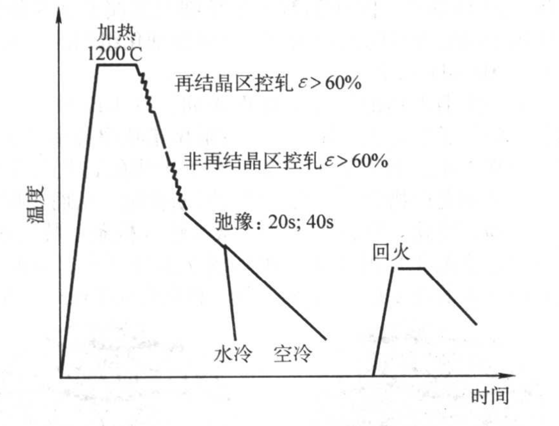


图 7.3-13 RPC 技术工艺示意图

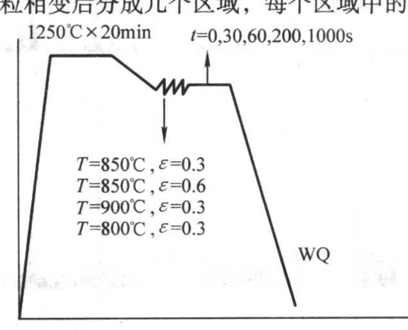
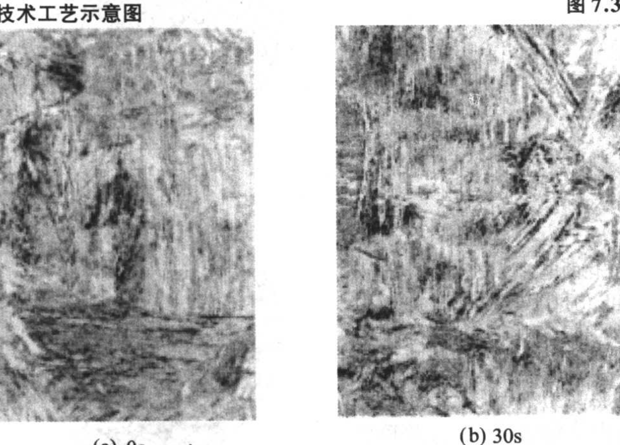


图 7.3-14 热模拟工艺

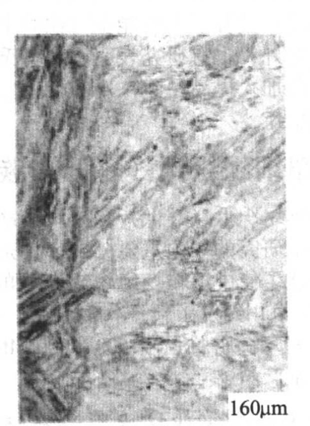


(a) 0s (b) 30s

(c) 60s



(d) 200s



(e) 1000s

图 7.3-15 850℃变形 30%不同时间弛豫后的金相组织



的排列方式，形成一个板条束。从图 7.3-15 可见，当试样变形后不弛豫立即水冷时，最终组织中的束尺寸很大，如图 7.3-15a，这时板条长差不多可以贯穿整个原始奥氏体晶粒。当样品变形后弛豫 30 ~ 200 s 再水冷时，最终组织中的束尺寸明显变小，在短时间弛豫后（如弛豫 30 s），发现束的尺寸不均匀，一部分束的尺寸仍很大，一部分变细小了，如图 7.3-15b。当水冷前弛豫 200 s 时，束的尺寸变得很细，并且较均匀，如图 7.3-15d。当水冷前弛豫时间进一步延长到 1 000 s 时，发现相变后束的尺寸又有所增加，如图 7.3-15e。图 7.3-16 给出 850℃下变形后，不同弛豫时间试样中用统计法测定的平均束长度与宽度变化曲线。由图 7.3-16 可见，未弛豫试样中束的尺寸很大，长度大于300 μm，宽度大于 230 μm，随着弛豫时间增加，束的尺寸明显细化，当弛豫 200 s 时，束的长度降到 50 μm 左右，宽度约 30 μm。分别比未弛豫试样降低 7 ~ 10 倍。但随弛豫时间继续增加，束的尺寸又开始变大。看来随时间变化，细化效果增强，但细化效果有一个最佳值，规律是先降后又升。

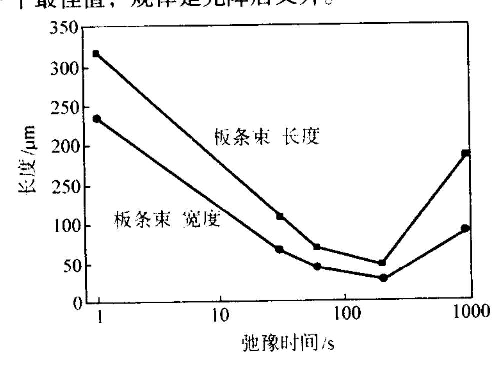


图 7.3-16 850℃变形 30%后的束尺寸随弛豫时间的变化曲线

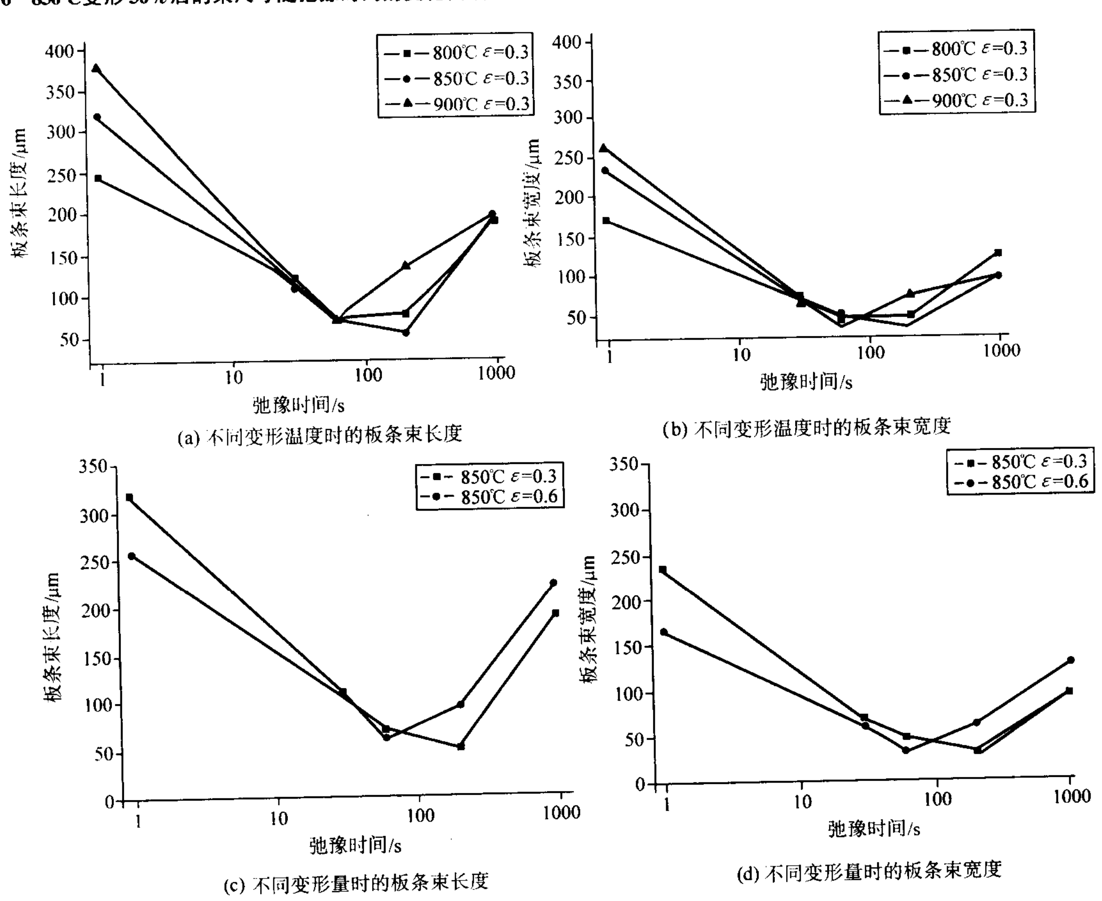
当采用不同温度变形时，随弛豫时间变化束的尺寸变化曲线如图 7.3-17a、b 所示，由图可见，不同温度变形后随弛豫时间延长，组织细化的基本倾向相似，即束尺寸先大幅度细化，过了某个特定时间后又有所变粗，但不同温度变形后的最佳弛豫时间（对应于束尺寸变化曲线的谷底）有所不同。800℃变形后，最初束尺寸较小，最细状态出现在弛豫 60 s，随后就变粗。当在 900℃变形后，虽然不弛豫样品中束的尺寸较大，但随着时间延长，束的尺寸仍能明显变小，最小束尺寸与 800℃变形后情况相似，也出现在弛豫60 s 时。

当在非再结晶区的变形量为 60%时，束尺寸随时间的变化规律如图 7.3-17c、d 所示，对于未弛豫试样，60%变形后束尺寸较小，但随着弛豫时间延长，束尺寸进一步变细的速度不如变形 30%试样，并且在 60 s 后束尺寸又较大。

综上所述可见，在热模拟的工艺条件下，850℃经 30%变形后弛豫 60 ~ 200 s 时细化效果最佳，这时束的尺寸在 50 ~ 70 μm，是未弛豫时的 1/4 ~ 1/6，并且不同部位束大小比较均匀。应该说明的是，这种热模拟得到的规律与实际生产中出现的规律是相似的，当然实际情况是钢板经历了二阶段控轧，变形量比热模拟的大很多，轧后不是等温而是空冷弛豫，因此实际大生产用的最佳弛豫时间范围是 20 ~ 60 s，不是等温实验中的 60 ~ 200 s。

2.1.2 超细化新型组织的分布形态及各类组织特征

实际大生产中采用 RPC 工艺轧制的 12 mm 板，弛豫时间比热模拟等温时间短很多，在经过 20 s后水冷钢的金相组织如图 7.3-18a 所示。这时原始奥氏体晶粒为薄饼状，中温相变组织为板条贝氏体、少量不规则的粒状贝氏体及针状铁素体混合物。各组板条束取向不同，相互交叉分割。



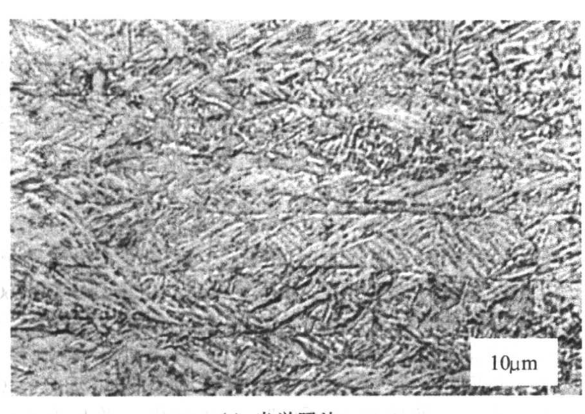
(a) 不同变形温度时的板条束长度

(b) 不同变形温度时的板条束宽度

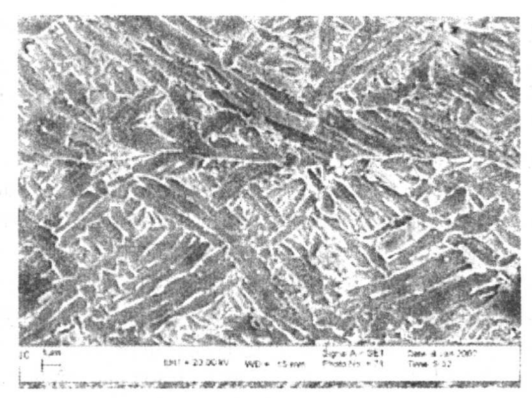
(c) 不同变形量时的板条束长度

(d) 不同变形量时的板条束宽度

图 7.3-17 不同变形温度与不同变形量时的板条束尺寸随弛豫时间变化曲线



(a) 光学照片



(b) 扫描电镜照片

图 7.3-18 弛豫 20 s 后水冷钢的金相组织

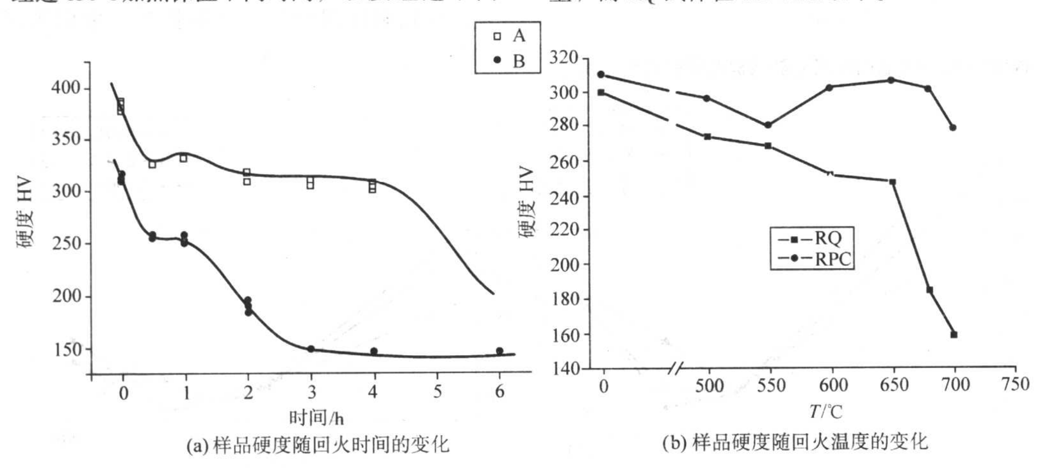
进一步放大的扫描电镜照片如图 7.3-18b 所示，由图可见，这时试样中基本上有针状（条状）铁素体、板条贝氏体、粒状贝氏体三类组织，其中板条贝氏体为主，它由同方向宽度小于 0.5 μm 的板条组成，束的尺寸在 4 ~ 6 μm 左右，相邻束之间界线清楚，板条之间存在断续或很薄的残余奥氏体膜。

2.1.3 新型超细化组织具有良好热稳定性

采用 RPC 技术处理后获得的超细组织具有优良的回火稳定性，有利于在异常条件（如加热，火焰烧烤等）下的使用及在常温条件下的焊接。

同样成分钢 A 经过 RPC 技术处理与再加热调质处理（RQ）试样，经过 650℃加热保温不同时间，以及经过不同温度下回火 1 h 后的硬度变化曲线如图 7.3-19 所示。由图可见，在 650℃保温条件下超细化组织钢硬度下降很慢，加热到 4 h 时硬度保持在 300HV 以上，而对应经 RQ 处理试样的硬度在加热 1 h 后就快速下降（加热 4 h 时已降到 150HV 以下）。

当两种钢在不同温度加热 1 h 时，RPC 处理试样一直加热到 700℃，硬度仍保持在 270HV 以上，并且在不同温度下还有二次硬化现象出现，而调质钢加热到 650℃时 HV 已降到 240 左右，温度再升高时硬度大幅度下降，700℃时只有 160HV。不同温度加热 1 h 后的钢板屈服强度也出现同样规律的变化，RPC 试样在 680℃加热 1 h 时 σ_s 仍在 800 MPa 以上，而 RQ 试样在 650 MPa 以下。



(a) 样品硬度随回火时间的变化 (b) 样品硬度随回火温度的变化

图 7.3-19 两类样品的维氏硬度随回火时间和回火温度的变化

A—RPC 轧态样品；B—调质处理样品

2.1.4 超细组织贝氏体钢

新一代钢采用新工艺后强度比 16Mn 钢高了 1 倍，但所需的合金元素加入量只比 16Mn 钢增加不到质量分数 1%，比国内外目前已使用的 600 MPa 级以上钢种的合金含量低得多（如日本的 TD 桥板，比 16Mn 钢多 2.9%，美国的 A710 钢比 16Mn 钢多 3%，CF80 钢多 2.3%）。经过 RPC 工艺生产的钢板只须进行简单的回火处理，不需要进行高能耗的再加热调质热处理，大大地节约能源及降低成本，是一类典型的低成本、节能、环保型产品。

采用武钢大生产贝氏体钢钢坯半工业轧机按 RPC 工艺试轧的 8 mm 板，600℃回火后 σ_s 可达 830 MPa，而 σ_b 可达 900 MPa 以上，δ_5 为 19.5% ~ 22%，$\psi > 70\%$，－20℃ A_{Kv} 纵向（半厚度试样）为 57 ~ 77 J。

在 RPC 工艺中，弛豫时间对性能有一定影响（大生产条件下最佳弛豫时间在 20 ~ 60 s 范围，和热模拟条件下的最佳时间范围不同），在一定弛豫时间范围内，性能均可以达到很高水平，这样可保证实际工艺控制的可行性。在清河轧钢厂按 RPC 工艺生产，不同弛豫时间试样的性能如表 7.3-3 所示。

表 7.3-3 不同弛豫时间试样的性能

弛豫时间 /s	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_5 /%	A_{Kv}/J	
				20℃	－20℃
10	805	823	18	91	67
20	843	883	19	92	63
40	825	835	19	144	61

利用鞍钢和武钢现有设备试验性大生产 8 mm 厚板卷及



20 ~ 30 mm 厚钢板的性能，如表 7.3-4，不经过回火的 3.5 ~ 4 mm 厚薄板开卷后的性能 σ_s 为 680 ~ 725 MPa，σ_b 为 740 ~ 785 MPa，δ 为 17% ~ 17.5%。

表 7.3-4　大生产 8 mm 厚板卷及 20 ~ 30 mm 厚钢板的性能

钢板厚度/mm	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	-20℃ A_{Kv}/J
8	738 ~ 755	780 ~ 795	18	112 ~ 164（半厚度试样）
20	740	810	19	166 ~ 215
30	720	776	20	137 ~ 230

创新的 RPC 技术有很宽的组织与性能调控能力，通过工艺参数的控制，在相近成分钢中，可以获得屈服强度在 500 ~ 800 MPa 之间的不同级别钢种，目前生产的钢板厚度范围已可由 3.5 mm 直到 40 mm。可以调整钢种的屈强比以满足不同的需要。因此这项技术是一种多功能控制技术。

2.2　中温组织超细化的原理分析

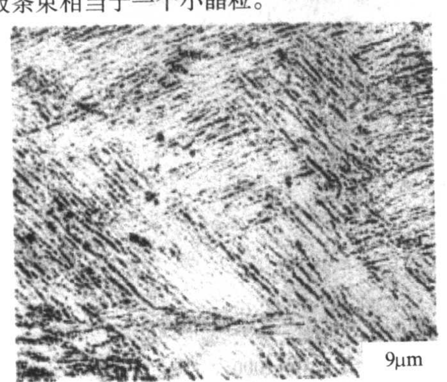
综上所述，RPC 技术得到的超细化中温转变组织的最典型形貌有两类，如图 7.3-20 所示。第一类是在一个原始奥氏体晶粒内相互交叉与相互阻断的板条贝氏体束如图 7.3-20（a）所示，这些板条束中，板条方向清晰，束间板条方向差很大，因此每个板条束相当于一个小晶粒。

第二类典型组织（图 7.3-20b）是变形奥氏体晶粒内的针状或不规则长条状铁素体。它们从晶界开始，有的在晶内成网格状，它们把一个原始奥氏体晶粒分成了许多小区域，由于在冷却时这些针状或不规则长条状组织在贝氏体相变前产生，因此限制了进一步冷却时贝氏体相变的进行范围。随后产生的第一类板条贝氏体束或粒状贝氏体团都只能在这些已遭分割的小范围内进行，最终组织变得很细，这种细化的组织被弛豫及回火阶段的微细析出物钉扎，使得它们很稳定。所以说三位一体的 RPC 技术超细化机制为：①针状铁素体的分割作用；②一定取向差胞状结构的限制作用；③微细析出物的钉扎强化作用，这三者结合是 RPC 超细化的基本原理。

2.2.1　针状铁素体空间分布的分割作用

前文提到，RPC 技术处理后，钢中主要有三类微细组织（针状铁素体、粒状贝氏体、板条贝氏体）。微观硬度测试表明，三者的力学性能有明显差别，其中针状铁素体的硬度最低，它是变形奥氏体连续冷却到发生贝氏体相变前首先形成的，它的形成把变形奥氏体分割成许多小区域。

微观组织三维形态分析结果表明，晶内针状铁素体三维形态在空间不是针状，而是三维的不规则板片状，如图 7.3-21 所示，这些板块相互联结或通到晶界，在空间把变形原始奥氏体晶粒分成了许多独立区域，使随后的贝氏体相变只能在这些细小的独立区域中进行。看来这是 RPC 工艺冷却过程组织超细化的第一种机制——针状铁素体的分割作用。

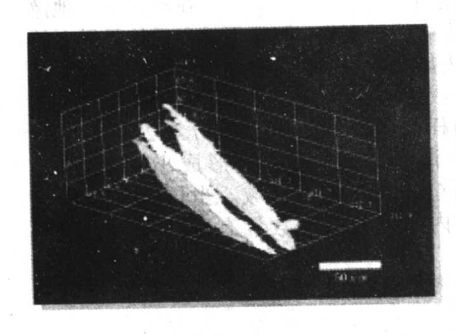


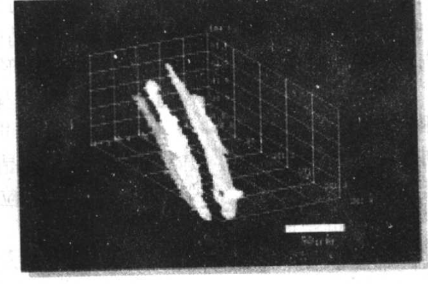
(a) 第一类板条贝氏体束



(b) 第二类板条贝氏体束

图 7.3-20　两类典型组织





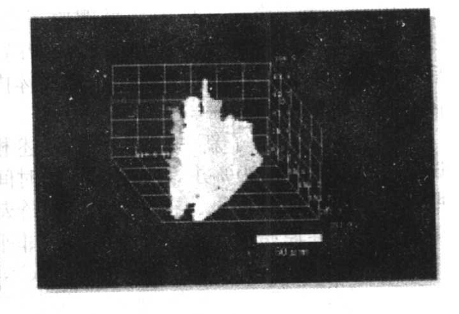


图 7.3-21　针状铁素体的三维形貌

2.2.2　弛豫阶段变形晶体内位错胞状结构的形成与演变

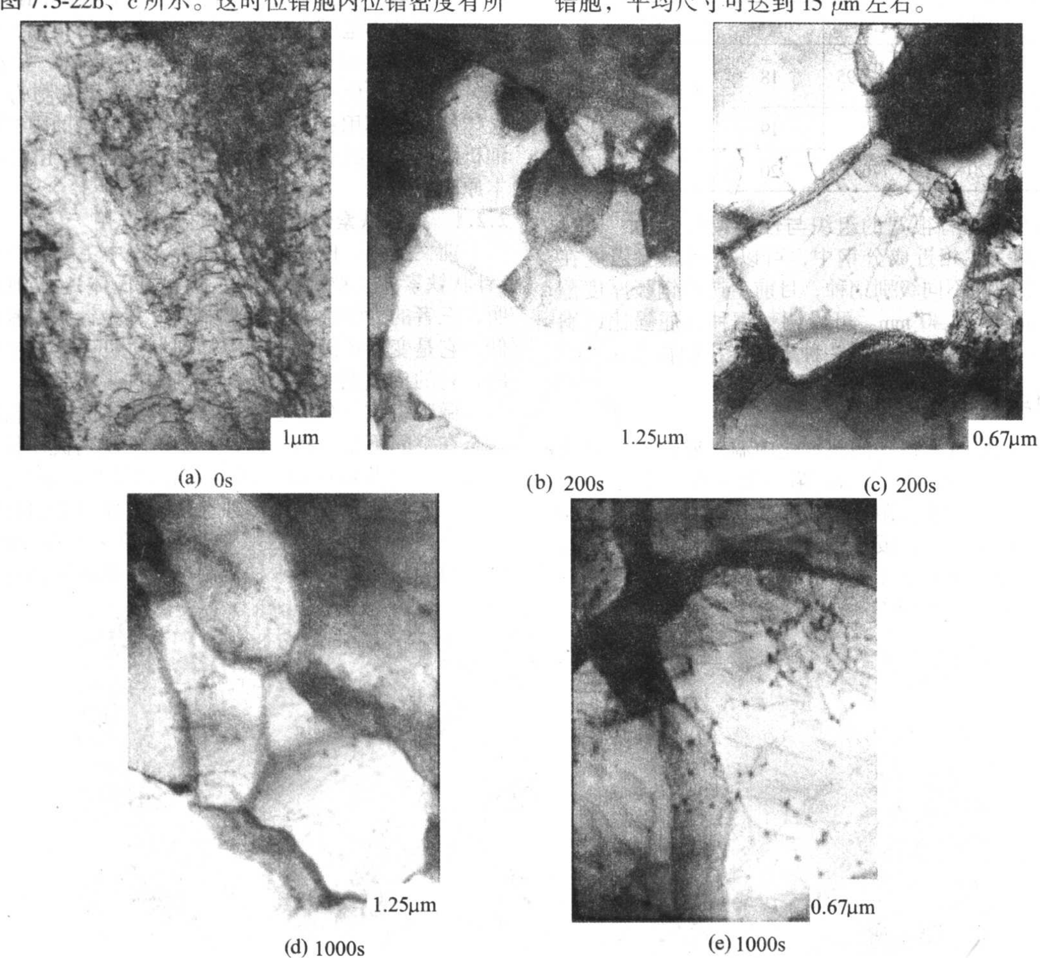
前文超细化组织分析表明，在一个已被针状铁素体分割的原始奥氏体区域内，冷却过程形成的超细贝氏体束会以不同板条方向的小区域出现，它们的边界清晰，相互阻断，看来这些贝氏体束的形成与长大受到某种在转变时已存在的边界的限制。

为了弄清这种细化机理，必须了解变形奥氏体晶粒内部在弛豫过程中发生了什么变化。由于一般冷却试样冷却后已发生了相变，因此很难显示在相转变前变形奥氏体晶粒内已发生的变化。实验采用两种方法进行研究。①采用加有类似微合金元素的 Fe - Ni 合金进行研究，这样试样变形弛豫及水冷时一直保持面心立方结构，不发生组织转变，可以看到在弛豫过程中变形奥氏体内部发生的结构变化。②采用硼的径迹显微照相技术，利用冷却过程中微量硼在界面上非平衡偏聚行为，显示微合金钢中温转变前奥氏体内部已产生的结构变化。

采用与图 7.3-14 相同的实验室热模拟工艺对 Fe - 40% Ni - Nb - B 合金经过不同温度下变形 30% 及变形后保温不同时间弛豫并水冷试样，在电镜下直接观察弛豫过程中变形奥氏体内部的结构变化。900℃ 变形后弛豫时的内部结构变化



情况如图 7.3-22 所示。结果显示，热变形后奥氏体晶粒压扁拉长，晶粒内出现大量变形位错，高密度位错分布混乱，位错相互缠结成团（图 7.3-22a)）。在保温过程中变形位错发生弛豫，位错密度有所下降，更主要的是混乱位错重新排列，形成位错墙，不同位错墙相互连结，组成不同尺寸的胞状结构，如图 7.3-22b、c 所示。这时位错胞内位错密度有所降低，位错胞壁由高密度位错网络组成，在墙的附近位错相互作用与缠结。在胞内有少量微细析出，其密度不高。随着弛豫时间延长，胞的尺寸变大，胞与胞之间的取向差也增加。当等温弛豫时间进一步延长到 1 000 s 时，位错胞状结构形态十分明显，尺寸趋于均匀，如图 7.3-22d、e 所示的位错胞，平均尺寸可达到 15 μm 左右。

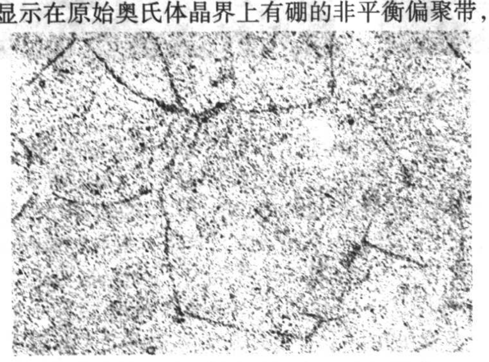


(a) 0s (b) 200s (c) 200s (d) 1000s (e) 1000s

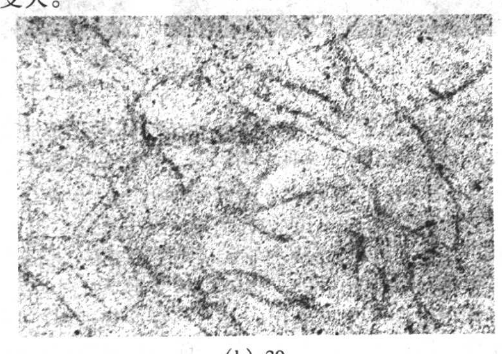
图 7.3-22 弛豫过程中位错构型的变化

为了直接显示新一代钢冷却后的超细组织与相变前原始奥氏体晶粒内结构变化的关系，采用了硼的径迹显微照相技术（PTA）。由于冷却过程中微量硼原子会以非平衡偏聚方式偏聚在各种已存在的界面上，因此 PTA 方法能显示弛豫后冷却时，在贝氏体相转变前变形奥氏体内已存在的两边晶体有一定取向差的界面。

图 7.3-23 显示了新一代钢采用上述相同热模拟工艺，试样在 900℃变形 30%并等温弛豫不同时间后水冷时的 PTA 照片，由图 7.3-23 可见，在变形后直接冷却试样中，径迹显微照相显示在原始奥氏体晶界上有硼的非平衡偏聚带，而晶粒内部硼分布均匀，其显示的晶粒尺寸与前文金相统计的原始奥氏体晶粒大小相当（约 200 ~ 300 μm）。在经过 30 s 弛豫试样中，硼的分布发生明显变化，除了原始奥氏体晶界上的硼偏聚带外，在晶内出现许多较宽的硼偏聚带，一部分硼偏聚带相互连接，形成近似多边形的封闭区，而另一些还是分散的线段。当样品弛豫 60 s 时（图 7.3-23c），这时晶内的硼偏聚带更清晰，更窄。它们形成小的多边形。并把原始奥氏体晶粒分成不同的区域。当再进一步延长弛豫时间时，晶粒内的硼偏聚带数量有所减少，多边形尺寸变大。



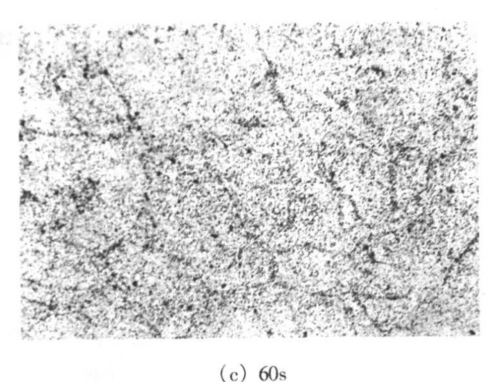
(a) 0s



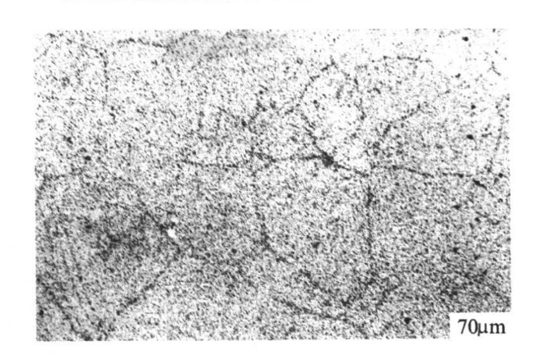
(b) 30s

图 7.3-23 不同时间弛豫后样品中硼的分布变化





（c）60s



（d）1000s

续图 7.3-23

上述结果表明，RPC 工艺细化中温转变组织的第二个重要机制是，弛豫过程中，晶内大量变形位错重组，形成有一定取向差的亚结构，在位错胞间取向差增加时，它们限制后续相变只能在一个胞的小范围内进行，这些亚结构发生在转变温度高的弛豫阶段，在进一步冷却相变时它们起到细小原始晶粒的作用。

2.2.3　弛豫阶段的微细析出钉扎效应

前文指出，RPC 技术处理后的微细贝氏体组织具有很高的抗回火稳定性，看来这种组织中的位错结构本身很稳定。但从已有位错组态研究表明，由位错多边形化形成的位错墙与小角度亚晶界通常本身并不很稳定，而本文发现 RPC 过程中形成的亚结构既稳定又能起到明显的小晶粒作用，看来这与微细析出的钉扎作用有直接关系。新一代钢中加入了 Nb，Ti，B 等微量元素，它们在变形、弛豫及回火过程中会形成各种形式的应变诱导析出相，它们对位错亚结构的钉扎作用大大增强了位错胞状结构的稳定性，这是 RPC 工艺能实现组织超细化的第三个主要因素。

采用热模拟法研究了新一代钢在变形等温弛豫阶段的应变诱导析出行为。试样在 1 250℃保温后以 2℃/s 冷到 800～900℃，经过 30%变形后等温弛豫不同时间并立即水冷。利用萃取复型技术在电镜下研究析出物的形态、分布；利用电镜高倍下随机多视场照相对弛豫过程析出物尺寸分布进行定量统计；利用分析电镜及 nanobeam EDS 衍射技术可确定析出相成分变化及其晶体结构。典型结果如下。

新一代试验钢在 850℃变形 30%后的应力弛豫曲线如图 7.3-24，由此法确定在此等温温度下应变诱导析出开始与终了时间 P_s 和 P_f 在 20 至 200 s 之间，不同弛豫时间下试样中析出物的形态如图 7.3-25 所示，在未弛豫试样中几乎看不到细小析出物（萃取法能萃取的的析出物尺寸一般在 2～3 nm 以上），只有少量凝固时已形成的大夹杂物。经 30 s 弛豫后，钢中析出相很小，数量较少并呈现带状或略弯曲的线状分布（图 7.3-25b)），看来应变诱导析出开始是在密集的位错或变形带上形成。当弛豫到 200 s 时，这时析出物长大到

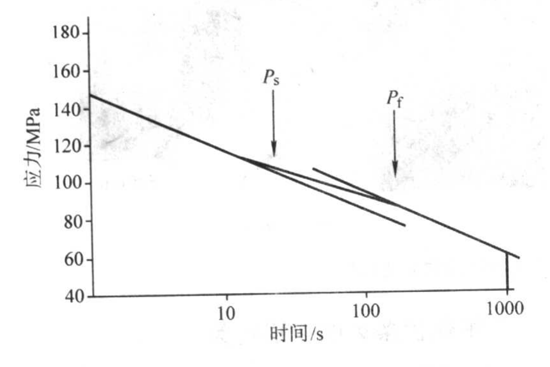


图 7.3-24　含铌钢在 850℃压缩变形 30%后的应力弛豫曲线

10 nm 左右，分布也较均匀，在经过 1 000 s 弛豫后，析出过程已结束，析出物经历了一个合并、长大与粗化过程，析出物的密度下降。从析出物本身形状看，析出相开始以细小不规则点状或椭圆状为主，随时间增加析出物外形逐步变成比较规则的多边形。

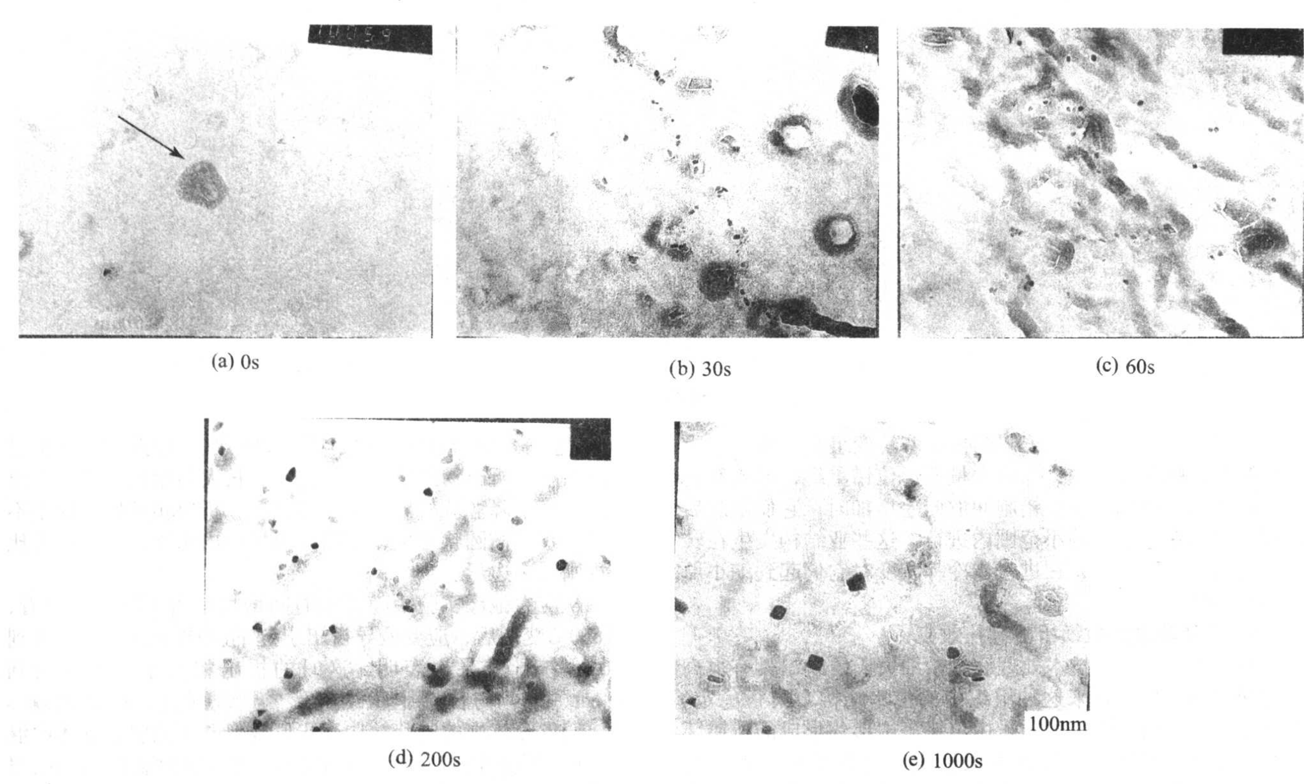
从应力弛豫实验中随等温时间增加应力下降的结果看，在 850℃变形后，应变诱导析出引起的弛豫平台一直延续到 200 s，统计结果也表明，这时的析出相大小平均长大到 10 nm 左右。与位错胞状结构形成情况对比，在弛豫 60 s 时，变形晶体中的胞状结构逐步形成但并不完整，基体中混乱位错密度仍较高，而在弛豫 200 s 时，这时胞状结构已很完整并且有一定取向差，这种较完整的胞状结构在大量微小析出物的钉扎下，会变得很稳定。在随后的相变过程中，它真正能起到一个小晶粒作用。

在不同温度下变形弛豫的热模拟试验结果表明（图 7.3-16 和 7.3-17），不同 RPC 工艺条件下均会有细化现象出现，但结果并不完全相同。在 850℃30%变形后弛豫 60～200 s 最好，而别的情况下最佳点及细化效果有变化。从这两节给出的应变诱导析出及胞状结构形成过程看，这两个过程均是随温度变化的过程，弛豫温度高胞状结构形成快，但析出过程慢。反之温度低时，两者的速度变化也不相同。综合而言，当胞状结构的形成过程与析出过程较好配合时（即一定取向差的胞状结构已完整但又未长大，析出物尺寸一般在 10 nm 以下，并与基体仍保持共格关系时），这时细化效果最佳。在热模拟实验中，850℃30%变形后弛豫 200 s 时配合最好，因此效果最佳，其他条件下，效果不如它。

不同时间析出物成分分析结果表明，弛豫过程中析出物有两类，60 s 时出现很少量细小椭球质点，尺寸 < 5 nm，分析表明是 Nb 析出物，基本不含 Ti。另一类是较大一些的不规则多边形析出，它们是 Nb，Ti 的混合析出。进一步延长时间，析出相均变为 Nb、Ti 混合析出，析出相的衍射谱表明它们是面心立方结构。当时间延长到 200 s 以上时，析出相长大，成分中 Nb、Ti 比发生变化，由以 Ti 为主变成以 Nb 为主，同时发现有 Mo 原子进入析出相晶格。

采用加 Nb、Ti 的 Fe－40%Ni 合金进行了类似的热模拟研究，在电镜下可观察到变形奥氏体中位错从混乱发团状排列逐步形成网状小角边界如图 7.3-26。在高倍下可见，析出相开始可以在单个位错上析出，阻碍位错移动，当在弛豫 200 s 时，析出相已长大，大量出现在位错的网状结构上，这时以位错网为边界的胞状结构被大量平均尺寸在 10 nm 的质点钉扎，位错很难运动，是促使这些胞状结构稳定并在冷却时真正起到一个小晶粒作用的重要因素。

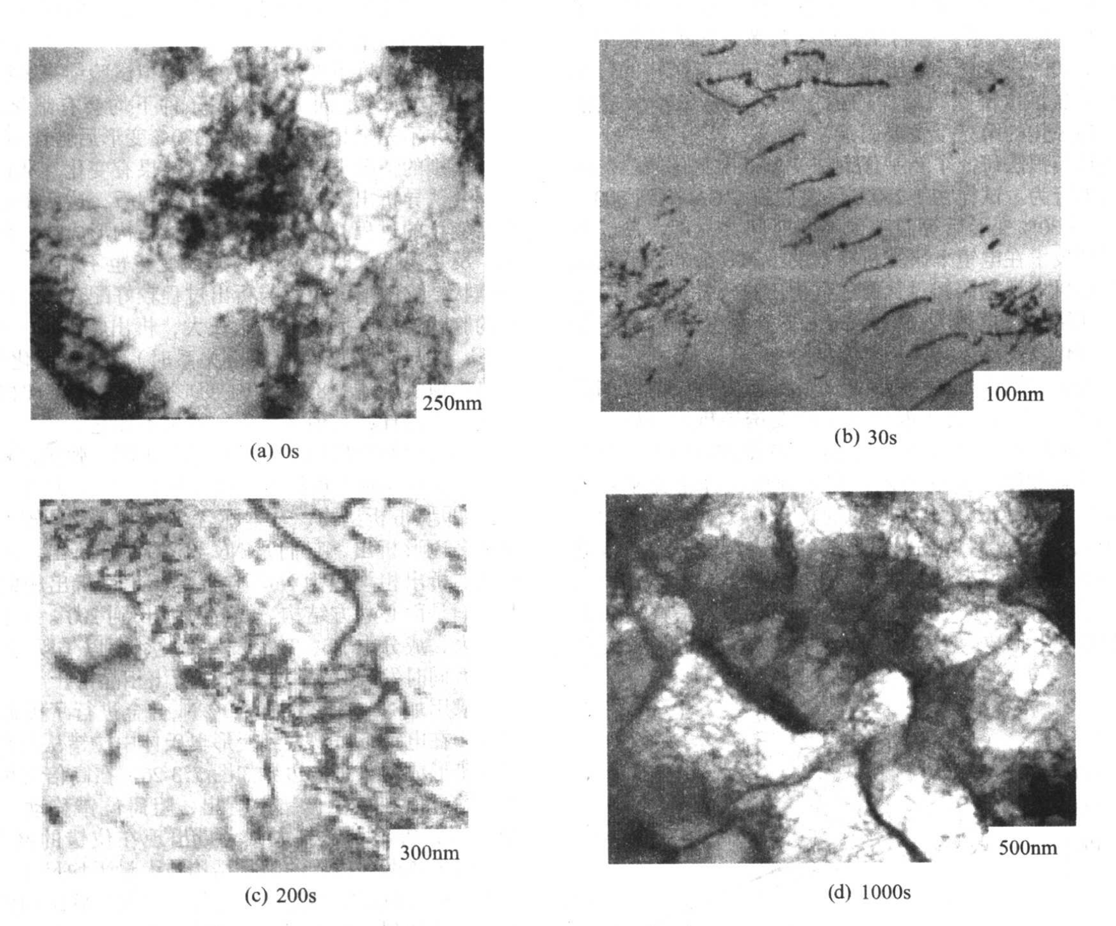
综上细化机理研究的各项结果表明，RPC 技术使中温转变组织超细化的内在原因是弛豫阶段形成的位错胞状结构（亚晶）的限制作用、微细析出相的固定作用、冷却时形成的针状铁素体的分割作用，三者结合使最终贝氏体组织大大



(a) 0s　(b) 30s　(c) 60s

(d) 200s　(e) 1000s

图 7.3-25　850℃变形 30% 不同时间弛豫后的析出物形貌



(a) 0s　(b) 30s

(c) 200s　(d) 1000s

图 7.3-26　Fe－Ni 合金位错组态及析出相形态的演变过程

细化。调整合金成分，变化 RPC 工艺参数可以控制三种机制的配合程度，可以得到不同细化程度、不同典型组织配比和分布，最终得到具有不同强韧性匹配的新一代贝氏体钢。

2.3　超细化板条束的变形行为

超细贝氏体组织钢的高强韧性不单与其组织超细化有



关，也与它的特殊板条组织结构特征有关。

同成分新一代钢 6 mm 板，一部分是轧后经过 RPC 弛豫控冷工艺，一部分试样轧后经再加热淬火处理。两种钢板均经过 675℃ × 3 h 回火，处理后两种试样的组织分别是：RPC 处理试样组织主要由不同板条方向的板条束组成，板条束中板条长度小于 10 μm，宽度很窄，长宽比 > 10。而再加热调质试样中，组织也是以贝氏体板条束为主（含少量马氏体）板条长度明显变大，宽度也比 RPC 工艺钢中的宽。

这两种材料进行单向拉伸变形时，情况有明显不同。在变形量较小的均匀变形区，两种板条束组织形貌与变形前差别不大，如图 7.3-27a，c 所示。但在大变形量的拉伸试样缩颈区附近，两种试样的组织情况有很大差别。在调质处理试样中，板条有沿拉伸方向排列的趋势，各板条束内板条方向不同，表明该区域内板条只发生了有选择性的转动。但在 RPC 工艺处理试样中，在拉伸缩颈区板条取向已由原来近似无序分布变成几乎完全平行拉伸方向排列，并且在大变形后沿平行板条之间会出现一些平行于拉伸方向的裂纹，如图 7.3-27b，d 所示。在两种试样拉伸断口形貌上也有明显差别。在 RPC 处理试样中，断口台阶一边与板条方向成 45°角，一边与拉断时板条间界面接近平行，即与拉伸方向平行。调质试样中断口台阶两边与拉伸方向成大约 45°角，与一般多晶材料拉伸断口情况相似，如图 7.3-28 所示。

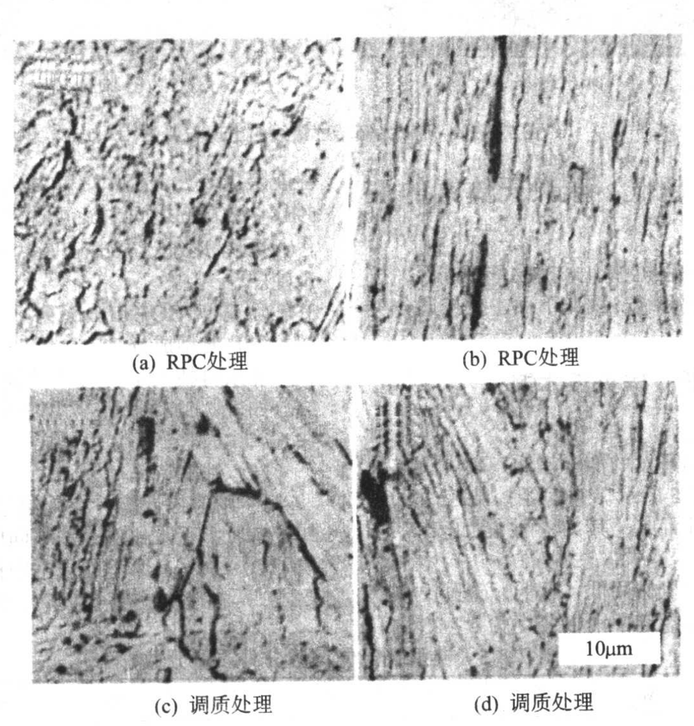
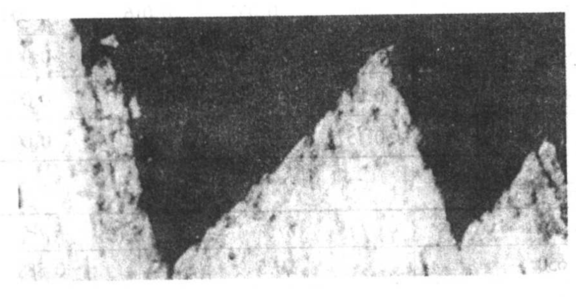
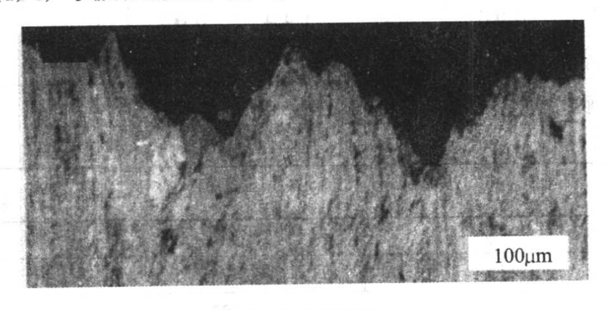


图 7.3-27　试样在均匀变形区（a，c）与缩颈区的组织（b，d）




(a) RPC工艺回火试样

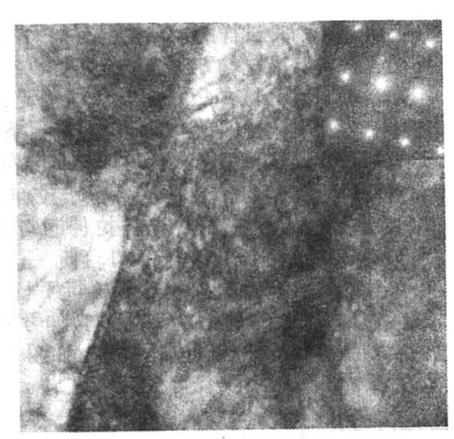


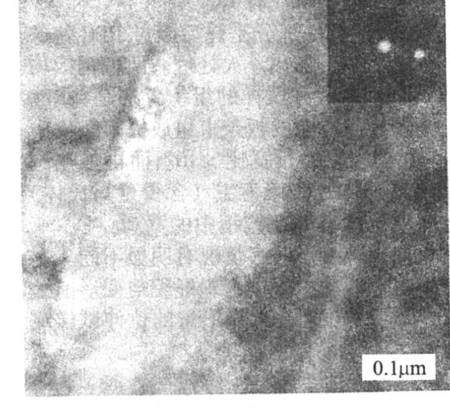
(b) 调质处理试样

图 7.3-28　拉伸断口侧面形貌

电镜观察表现，在 RPC 工艺处理试样中，虽然已进行大量变形，但当相对于入射电子束倾转样品时，同一板条内的大部分位错能同时出现或同时消失，如图 7.3-29 所示。看来可能这些位错具有相同的柏氏矢量，并且是在同一滑移系产生。

从上述结果看，在微细板条组织中，板条的长度虽不大，但宽度很小，因此长宽比很大。这种板条组织在变形时，两侧板条边界对板条中滑移过程的限制很大，变形不可能完全按照取向因子最有利的滑移系首先开动的原则进行，因此实际动作的滑移系往往是滑移面与板条宽面夹角小，而滑移方向靠近板条长轴方向的系统。由于这时其他滑移系很难动作，因此在整个拉伸变形中，这种单滑移会一直占有主导地位，拉伸过程中长时间的单滑移使这类板条差不多都转到了与外应力平行的方向上，大量转动引起的侧向应力促使板条之间出现平行于板条面的裂纹，造成断口台阶的一侧常是与板条方向一致的现象。而这种现象难以在板条宽度较大的调质试样或空冷贝氏体试样中出现，这时板条变形时，动作滑移系的选择受两侧板条界面的约束较小，从取向因子有利条件出发，可以选取动作滑移系，并且由于拉伸过程的晶体转动，该滑移系的取向因子发生变化，使动作滑移系很难维持长时间的单滑移动作，结果是其变形行为与一般多晶体变形过程比较相近。


(a) 出现



(b) 消失

图 7.3-29 随样品倾转位错线的出现与消失

3 新型超细组织低（超低）碳贝氏体钢的性能特征及用途

目前新型钢种主要用于工程机械、采挖设备等方面，按照习惯，这类钢种以抗拉强度分级，因此下面主要按此分类进行叙述。

3.1 590 MPa 级低（超低）碳贝氏体钢

3.1.1 武钢 DB590 系列

北京科技大学与武钢共同开发的低（超低）碳贝氏体系列钢种的的典型成分如表 7.3-5 所示。它们经控轧控冷工艺或控轧控冷加回火工艺轧制而成，其力学性能如表 7.3-6 所示。

该钢种是我国第一个工程机械用低（超低）碳贝氏体钢 DB590，于 1997 年通过冶金部鉴定，钢板厚度为 6～25 mm，性能余量较大，统计结果为 σ_s 在 450～600 MPa 之间，σ_b 在 590～700 MPa 之间，δ_5 可达到 23%，A_{Kv}（－40℃）65～189 J（不同厚度统计），*FATT* < －50℃，目前这类钢已生产几千吨。

3.1.2 鞍钢 HQ590DB 系列

（1）典型成分

北京科技大学与鞍钢共同开发的 HQ590DB 钢种的典型成分如表 7.3-7 所示，采用控轧弛豫后冷却工艺，厚度范围在 6～50 mm。

（2）性能特征

1）中厚板性能　在轧制过程中，鞍钢厚板厂调整了冷却设备及上下水比例，按不同厚度要求调整了辊道速度，实现了 20～50 mm 厚不同规格钢板的生产，性能全部达到协议要求，－20℃冲击韧性极高，钢板的实测性能见表 7.3-8。

表 7.3-5 典型贝氏体钢成分（质量分数） %

样号	C	Si	Mn	S	P	Cu	Ni	Mo	Nb	Ti	B
1	0.042	0.25	1.74	0.006 3	0.017	0.25	—	—	0.059	0.025	0.001 6
2	0.063	0.33	1.434	0.007	0.015	0.16	—	—	0.057	0.016	0.000 8
3	0.043	0.32	1.47	0.004	0.016	0.09	—	—	0.042	0.02	0.001 6
4	0.048	0.29	1.56	0.006 8	0.015	0.42	0.32	0.027	0.062	0.02 6	0.001 6
5	0.086	0.24	1.54	0.006 4	0.014	0.49	0.23	0.157	0.043	0.012	0.000 6

表 7.3-6 钢种力学性能

样号	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	σ_s/σ_b
1	577.5	650	20.5	0.888
2	592	682	20	0.87
3	566	623	22.8	0.91
4	590	675	18.5	0.874
5	630	775	17	0.877

表 7.3-7 HQ590DB 系列典型成分（质量分数） %

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Ti	Nb	$B_s/10^{-6}$	Mo	$N/10^{-6}$
1	0.045	0.49	1.45	0.008	0.002	0.024	0.14	0.18	0.02	17		
2	0.038	0.49	1.45	0.008	0.002	0.027	0.14	0.18	0.02	18		
3	0.045	0.48	1.148	0.008	0.002	0.024	0.14	0.18	0.020	10		
4	0.05	0.49	1.40	0.012	0.003	0.17	0.20	0.017	0.038	8	0.01	60
5	0.05	0.48	1.48	0.008	0.003	0.14	0.18	0.016	0.038	8	0.01	44
6	0.05	0.49	1.44	0.010	0.005	0.14	0.18	0.017	0.036	7	0.01	41



表 7.3-8　不同厚度板的实测性能

厚度 /mm	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_{50} /%	A_{Kv}（-20℃）/J			冷弯
20	505	600	27.5	290	273	280	合
20	505	605	26	290	290	290	合
25	530	640	22.5	248	210	278	合
25	535	645	20.5	248	210	278	合
20	510	620	22.5	290	290	290	合
40	540	650	20	290	259	248	合
40	585	655	20	290	290	244	合
40	600	700	21	236	250	290	合
40	590	690	20	257	240	290	合
40	590	695	20	252	245	221	合
30	490	625	24.5	217	234	239	合
30	615	705	20	166	48	194	合
30	610	685	17.5	212	96	212	合

这批钢板送到北京煤矿机械厂后，用户反映钢板性能及表面质量很好，这是我国第一批采用转炉连铸及 TMCP + RPC 工艺的新一代超低碳贝氏体钢产品，是我国这类钢生产的一个新发展。特别是以前我国这类钢生产只能到 25 mm 厚（武钢生产），目前生产的钢板厚度已可达到 50 mm，其屈服强度已由原钢种（DB590）的 σ_s450 MPa 提高到 500 MPa 以上，取得了很好的效果。

2）卷板性能　鞍钢热连轧生产的 8 mm 板卷（卷板以屈服强度分级），性能如表 7.3-9 所示。

表 7.3-9　卷板性能

钢种	卷号	序号	横向性能				纵向性能			
			σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	屈强比	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ /%	σ_s/σ_b
HQ500DB	6024807030		610	675	18	0.90	635	710	20	0.89
		1	620	685	17	0.91	560	660	16	0.85
		2	595	665	18	0.89	570	655	17	0.87
		3	600	665	18	0.90	565	650	18	0.87
		4	580	660	21	0.88	575	670	18	0.86
		5	570	640	18	0.89	555	645	18	0.86

从已有结果看，鞍钢 600 MPa 级 HQ590DB 工程机械用钢已可大批量供货，厚度规格也可扩大到 50 mm。目前鞍钢生产的 HQ590DB 统计性能可以达到 σ_s 在 500 ~ 600 MPa，σ_b 在 590 ~ 710 MPa，$\delta \geqslant 20\%$，A_{KV}（-20 ℃）≥47 J。

（3）用途

目前武钢和鞍钢生产的这一类钢种已由浦沅起重机厂、山东推土机厂、鞍山海虹工程机械有限公司试用，制成汽车吊用挂臂，使用情况良好。产品实物照片如图 7.3-30 及图 7.3-31 所示。

3.2　685 MPa 级低（超低）碳贝氏体钢

3.2.1　武钢 DB685 系列

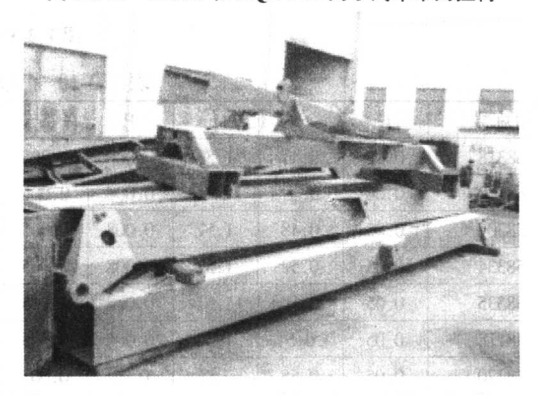
另一个屈服强度 600 MPa，抗拉强度 700 MPa 级新一代钢目前在武钢和鞍钢均已批量生产，年产量均达到几千吨。不同厚度（4 ~ 25 mm）生产统计结果为：σ_s 在 600 ~ 720 MPa，σ_b 在 685 ~ 810 MPa，$\delta_{50} > 28\%$，A_{KV}（-20℃）≥ 100 J（不同厚度及不同回火温度）。这一钢种目前已生产超过一万吨，大量用于工程机械、煤矿机械用液压支架、舟桥及载重汽车方面（如图 7.3-32 所示）。

3.2.2　鞍钢 HQ685DB 系列

鞍钢厚板厂生产的 HQ685DB 系列钢板，供货厚度在 16 ~ 40 mm 范围内，典型钢种成分如表 7.3-10 所示。



图 7.3-30　DB590 和 HQ590DB 用于汽车吊用挂臂



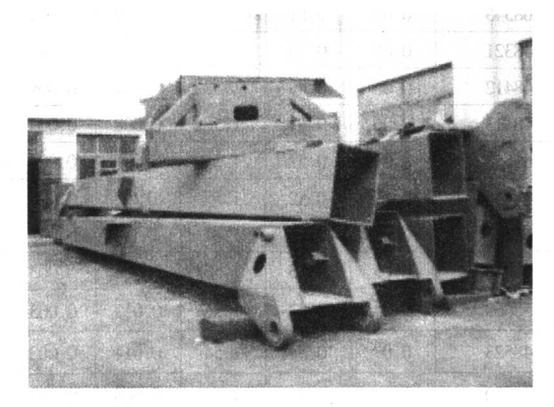
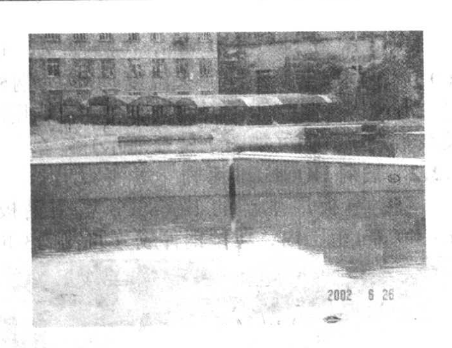
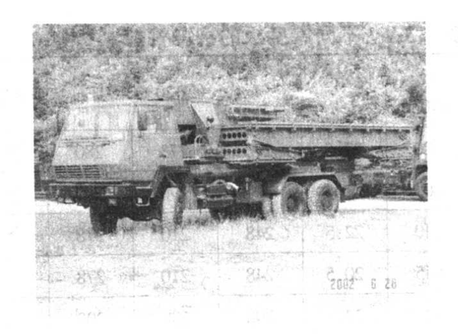
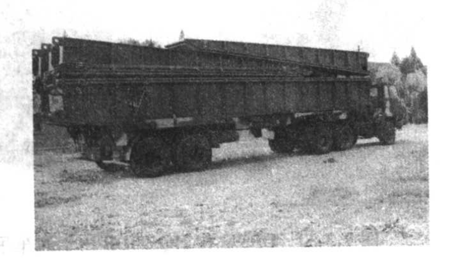




图 7.3-31　DB590 和 HQ590DB 用于起重机悬臂梁







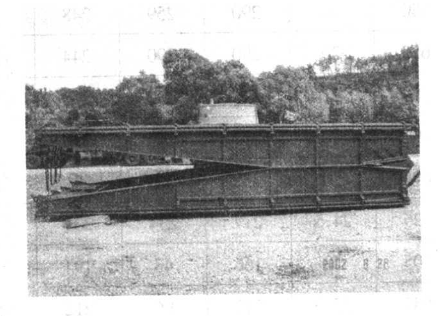


图 7.3-32 DB685钢应用于舟桥上

表 7.3-10 HQ685DB 典型成分（质量分数） %

熔炼号	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Al_s	N	Mo	Ti	B	Nb
68318	0.05	0.47	1.59	0.008	0.005	0.2	0.4	0.027	0.006 5	0.11	0.015	0.001 8	0.05
68319	0.04	0.49	1.6	0.008	0.006	0.2	0.4	0.028	0.005 4	0.11	0.015	0.001 5	0.05
58307	0.05	0.48	1.57	0.008	0.005	0.19	0.4	0.034	0.006 9	0.1	0.016	0.001 3	0.046
58334	0.05	0.52	1.57	0.008	0.005	0.17	0.41	0.04	0.006 1	0.09	0.02	0.001 5	0.042
58335	0.05	0.55	1.61	0.008	0.005	0.18	0.41	0.044	0.006 2	0.09	0.02	0.001 6	0.043
48118	0.05	0.5	1.58	0.006	0.005	0.18	0.4	0.037	0.007	0.09	0.02	0.001 5	0.041
48320	0.05	0.55	1.5	0.01	0.003	0.17	0.39	0.034	0.006 3	0.09	0.016	0.001 7	0.041
68545	0.05	0.51	1.53	0.007	0.004	0.16	0.41	0.032	0.006 5	0.1	0.015	0.001 7	0.041
48321	0.06	0.56	1.52	0.009	0.003	0.16	0.4	0.028	0.005 1	0.09	0.016	0.001 9	0.04
48412	0.06	0.48	1.53	0.009	0.004	0.16	0.4	0.025	0.003 5	0.12	0.019	0.001 8	0.042
48413	0.06	0.51	1.56	0.008	0.004	0.17	0.4	0.032	0.003 9	0.12	0.022	0.002 3	0.046
68653	0.07	0.52	1.54	0.009	0.004	0.17	0.39	0.03	0.003 3	0.12	0.017	0.002 1	0.044
48446	0.07	0.52	1.57	0.01	0.006	0.18	0.41	0.034	0.003 2	0.1	0.02	0.002	0.048
68687	0.07	0.55	1.61	0.01	0.005	0.18	0.42	0.048	0.002 7	0.11	0.025	0.002 8	0.045
68688	0.05	0.53	1.53	0.008	0.003	0.17	0.4	0.048	0.003	0.11	0.02	0.001 7	0.05
58669	0.04	0.47	1.56	0.011	0.003	0.19	0.42	0.024	0.003 3	0.11	0.019	0.002 2	0.044
48523	0.07	0.51	1.54	0.011	0.003	0.17	0.39	0.038	0.003 5	0.11	0.017	0.002 3	0.04
58670	0.04	0.51	1.54	0.008	0.003	0.18	0.4	0.041	0.003	0.12	0.019	0.002	0.042

16～20 mm厚板的性能如表7.3-11所示，由表7.3-11可见，各个厚度规格钢板均能满足性能要求，$\sigma_s \geqslant 600$ MPa，$\sigma_b > 685$ MPa $\delta \geqslant 17\%$ A_{KV}（－20℃）≥47 J。

表 7.3-11 HQ685DB 性能

钢种	厚度	批号	σ_s /MPa	σ_b /MPa	δ_{50} /%	A_{KV}（0℃）/J		
						1	2	3
HQ685DB	16	28504	625	710	19.0	248	271	251
HQ685DB	20	28507	625	720	18.0	170	136	150
HQ685DB	40	28513	680	750	21.5	189	220	236
HQ685DB	20	28800	635	765	18.0	154	146	182

这一类型的钢种目前被用于北京煤机厂、郑州煤机厂的液压支架上，实物照片如图7.3-33所示。

3.3 785 MPa级DB785及HQ785DB钢

这一级别的超低碳贝氏体钢目前武钢及鞍钢厚板厂可以试生产供货，HQ785DB的典型成分如表7.3-12所示。

其20和40 mm厚板性能如表7.3-13。大生产供货性能（协议）$\sigma_s \geqslant 685$ MPa，$\sigma_b \geqslant 780$ MPa $\delta \geqslant 15\%$ A_{KV}（－20℃）≥47 J，并开始在煤机厂初步试用。

鞍钢1780热连轧生产的6 mm板卷HQ785DB性能如表7.3-14所示，性能也已达到要求。

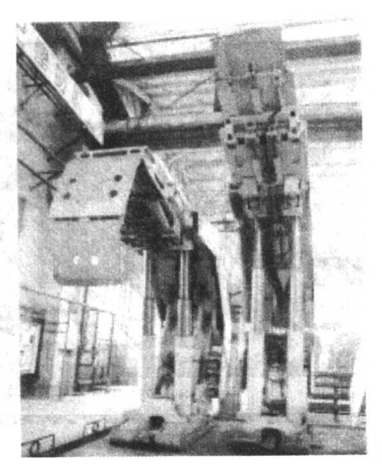




图7.3-33　液压支架使用了HQ685DB钢

表7.3-12　HQ785DB的典型成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Nb	Mo	Ti	B_S	Al_s
0.050	0.36	1.60	0.015	0.002	0.49	0.29	0.04	0.25	0.015	0.001 8	0.026

表7.3-13　HQ785DB钢20和40 mm厚板性能

厚度	回火温度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ	ψ	A_{KV}（-20℃）/J			平均
40	600	830	855	21.5	70	110	102	80	97
20	550	815	865	19	70	152	132	54	112
20	600	855	885	18	69	128	120	140	129
20	550	820	855	28	70	138	132	204	158
20	600	830	860	28	69.5	120	150	160	143

表7.3-14　HQ785DB板卷性能

卷号	热处理温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_{50}/%	δ_5/%	A_{KV}（-40℃）/J半厚度试样			平均
1	550	700	800	23.0	15.5	74	64	64	67
	600	770	805	21.0	17.0	55	62	61	59
	650	725	785	24.5	17.5	55	61	52	56
2	550	690	805	21.0	15.0	60	51	56	56
	600	760	795	21.5	17.0	50	54	55	53
	650	760	800	21.5	15.0	48	59	56	54
3	550	710	810	21.0	14.5	60	50	69	60
	600	760	820	21.5	15.5	58	62	60	60
	650	760	810	24.0	18.0	49	60	50	53

3.4　800 MPa级原型钢的试生产及使用情况

采用适当的合金设计，运用弛豫—析出—控制相变（RPC）工艺，超细组织低（超低）碳贝氏体钢的使用强度级别可以进一步达到屈服强度高于750 MPa（抗拉强度高于800 MPa）和900 MPa级（抗拉强度高于950 MPa）。

按照多元微合金元素综合作用与析出原理设计的800 MPa级钢在鞍钢和武钢采用RPC工艺进行了试生产，钢板850℃终轧后进行不同弛豫工艺。组织与性能水平如下文所示。

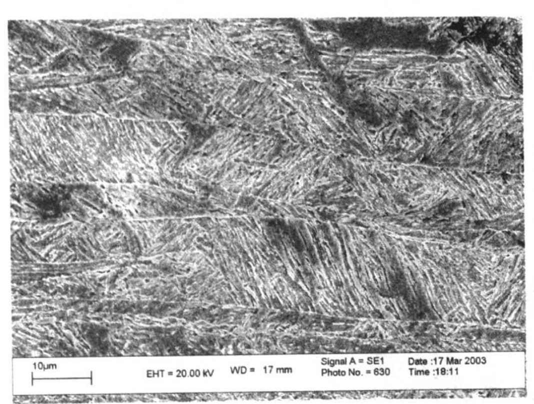
3.4.1　鞍钢试轧的20 mm板及武钢试轧的12 mm板结果

20 mm板终轧温度850～860℃，轧后弛豫20～30 s，加速冷却到210～550℃。轧态性能如表7.3-15所示。

表7.3-15　鞍钢20 mm板轧态性能

项目	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	A_{KV}（-20℃）/J
横向	765～815	800～870	9.5	74～108
纵向	740～830	790～895	9.5～15	145～181

钢板轧态组织如图7.3-34所示，由图7.3-34可见，组织中主要为板条贝氏体组织，贝氏体束的尺寸在6～8 μm长，4～6 μm宽，板条宽度约0.5 μm。各束互相交叉、截断，各束中板条方向不同，组织中有少量粒贝团及晶内针状铁素体。



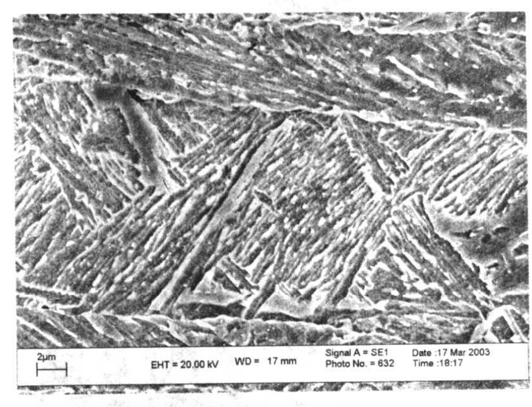


图 7.3-34　典型 20 mm 厚钢板轧态组织

试板在 600 ~ 680℃回火 1 h 后，性能见表 7.3-16。

表 7.3-16　鞍钢 20 mm 板性能

试板号	回火温度	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	A_{KV}（－40℃）/J
5	600	815	840	16	190
5	650	785	810	16	108
4	600	790	810	15.5	112
4	650	810	825	16.5	78

武钢 12 mm 板，终轧后弛豫 20 ~ 30 s 水冷，钢板轧态与回火态性能如表 7.3-17 所示。由表 7.3-17 可见，经 RPC 技术弛豫后，在加速冷却条件下钢板强度可以大幅度增加，在经过适当回火后可以达到 800 MPa 级，伸长率在 17% 以上，－20℃冲击吸收功在 50 ~ 75 J 之间。

表 7.3-17　武钢试样性能

回火温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}（－20℃）/J
轧态	758	838	14	61	53，54，62
600	748	813	15	63	63，93，89
650	895	913	16	60	57，63，62
680	843	875	17	59	65，59，64
700	820	863	18	60	73，75，72

3.4.2　武钢 1700 连轧机试验

武钢二炼钢试生产 800 MPa 级新一代钢，试验钢在热轧厂 1700 连轧机上进行，试轧 2 卷 8 mm 试验钢，采用 840℃终轧，后段冷却，卷取温度 500 ~ 550℃。

板卷卷头性能 σ_s 为 691 MPa，σ_b 747 MPa，δ_{50} 25.2%，A_{KV}（－20℃）97 J；

取样回火后性能 σ_s 为 755 MPa，σ_b 795 MPa，δ_5 17.5%，A_{KV}（－20℃）122 J。

目前板卷已送汉口轧钢厂，制造了两种冷弯型钢（开口、闭口各一种），用于大型汽车塔吊吊臂及 60 吨载重车的纵梁。用户在使用过程中反映该钢种性能均匀，成形性能较好，能够满足高强冷弯型钢的制造要求。

3.5　新一代钢的焊接性能

3.5.1　武钢 DB590 焊接

（1）DB590R（板卷）钢焊接性能的鉴定结论

1）DB590R 钢焊接冷裂纹敏感性　采用 SJ60 焊条对 DB590 钢 8 mm 进行热影响区最高硬度试验和搭接接头（CTS）焊接冷裂纹试验，测试结果表明：该钢种的淬硬性低，有较高的抗焊接冷裂纹的能力。可在常温下不预热焊接。

2）DD590R 钢 CO_2 焊接头试验　DD590R 钢采用 MK507AH 作为气保焊的焊丝，焊接 8 mm 板，其焊接接头的抗拉强度较高，拉伸试样断于母材处。采用 CO_2 气体作为保护气，且采用较大线能量（12 ~ 15 kJ）焊接，接头的冲击性能已超过了母材。CO_2 焊接头过热区为贝氏体组织，其焊缝组织主要是针状铁素体，从而使得焊缝具有良好的低温冲击韧性。

低（超低）碳贝氏体钢焊接的突出特点是，它的 HAZ 韧性接近母材，无任何淬硬倾向，这是其他类型钢所无法比拟的。从焊接的角度来看，这种低（超低）碳贝氏体钢有着极为广阔的应用前景。

（2）DB590 钢（厚板）焊接性能的研究结论

1）DB590 钢焊接冷裂纹敏感性　采用 MK507RH 焊条对 DB590 钢 12 mm 板进行热影响区最高硬度试验和斜Y型坡口焊接裂纹试验，测试结果表明：该钢种的淬硬性低，有较高的抗焊接冷裂纹的能力。可在常温下不预热焊接。

2）DD590 钢焊接热裂纹敏感性　采用纵横向可调拘束试验测定临界应变速率 CST 和最大裂纹长度 L_t，分别定量评定该钢种的结晶裂纹敏感性和液化裂纹敏感性，结果表明：以 CST 作为评定指标可判定 DB590 钢的结晶裂纹敏感性低于 19Mn5、16Mn、BHW－35 和 14MnMoV 钢。由该结果可以认定，DB590 钢具有较低的结晶裂纹敏感性。在纵向可调拘束试验中，当外加应变量大约为 4% 时，DB590 钢未出现液化裂纹。由该结果可以认定，DD590 钢具有较低的液化裂纹敏感性。

3）DB590 钢 CO_2 焊接头试验　DB590 钢采用 SJ60 焊丝作为 CO_2 气保焊的焊丝，焊接试板，其焊接接头的抗拉强度较高，拉伸试样断于母材处。CO_2 焊接接头过热区没有淬硬的马氏体组织出现，其焊缝组织主要是针状铁素体，从而使得焊缝及 HAZ 具有良好的低温冲击韧性。

综上所述，DB590 钢具有较强的抗冷、热裂纹敏感性，采用 SJ60 焊丝配合适当的参数在富氩的保护气氛中焊接，可采用较大的参数焊接以提高生产率，其焊接接头性能优良，能够满足现代工程机械生产的要求。

3.5.2　鞍钢 HQ590DB 焊接

鞍钢 HQ590DB 8 mm 板二氧化碳气体保护焊试验在鞍钢技术中心进行，采用锦泰焊材有限公司生产的 JM60 焊丝，直径 1.2 mm，焊接工艺为电流 220 ~ 240 A，电压 20 ~ 25 V，速度 288 mm/min，气体流量 18 L/min，焊接试板采用 60°V 形坡口，接头力学性能测定结果见表 7.3-18；各部位冲击性能如表 7.3-19 所示（半厚度试样）。



表 7.3-18 接头力学性能测定结果

试样号	σ_s/MPa	断裂位置	正弯（$d=4a$），180°	反弯（$d=4a$），180°
1	760	母材	合格	合格
2	660	焊缝	合格	合格

表 7.3-19 各部位冲击性能

A_{KV}（-20℃）/J	试样 1	试样 2	试样 3
焊缝	62	68	38
距熔合线	54	50	58
距熔合线 1 mm	61	70	38
距熔合线 3 mm	61	81	78
距熔合线 5 mm	62	77	84

接头硬度试验结果如图 7.3-35 所示。

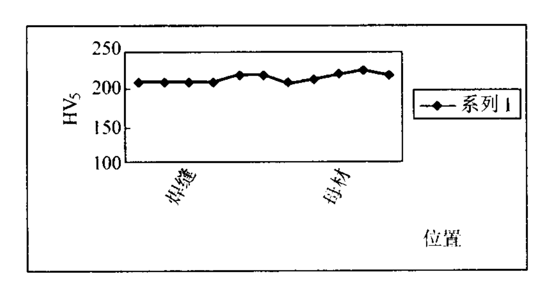


图 7.3-35 接头硬度试验结果

分析结论：

1）拉伸试样虽然有一个断在焊缝内，但强度值已大于设计指标，满足焊接要求。

2）焊缝及热影响区的冲击韧性远大于要求，熔合线冲击值略有下降，但与接头总体性能相比差距不大。

3）金相观察分析的结果与接头整体性能一致，过热区组织为粒贝加少量珠光体，表明该钢具有良好的焊接性能。

4）热影响区硬度同母材相比，没有明显降低，未出现软化区。但本次试验未进行大能量焊接。

3.5.3 鞍钢 HQ685 DB 钢焊接

鞍钢 HQ685DB 钢 20 mm 板焊接试验委托燕山大学焊接实验室进行，进行了斜 y 形坡口焊接裂纹试验和焊接接头性能试验。

拘束试验采用 J857Cr 焊条采用手工焊，焊条直径 4 mm。采用 Ar（80%）+ CO_2 混合气体保护进行焊缝焊接，焊丝为 WER-70，1.2 mm 直径，焊缝气体保护焊规范见表 7.3-21。

表 7.3-20 气体保护焊规范

编号	温度/℃	湿度	速度	电流	电压	气体流量	备注
1	26	60	320	230	32	15	火焰预热
2	26	60	300	230	32	15	
3	26	60	300	230	32	15	
4	26	60	300	230	32	15	

焊后 48 h，进行外观检查，无表面裂纹。然后进行断口解剖，每组试件解剖 5 个断口，试样磨光后在 40 倍检查裂纹，结果如表 7.3-21。

表 7.3-21 试样检查结果

编号	表面裂纹率/%	试样片数	开裂片数	根部裂纹率/%
1	0	5	0	0
2	0	5	0	0
3	0	5	0	0
4	0	5	0	0

另外进行了四组焊接接头力学性能试验，结果见表 7.3-22。

表 7.3-22 焊接接头力学性能

编号	厚度	批号	接头拉伸			冷弯（$d=3a$，180°）		接头冲击吸收功 A_{KV}/J					
								-20℃			-40℃		
			σ_s	σ_b	断口位置	面弯	背弯	焊缝	熔合线	热影响区	焊缝	熔合线	热影响区
1	20+20	809	620	660	焊缝	完好	完好	130	196	238	143	175	245
2	20+20	810	570	630	母才	完好	熔合线处 2 mm 长裂纹，补做完好	144	166	168	143	161	162
3	20+20	831		710	焊缝	完好	完好	115	137	229	44	76	152
4	20+20	829		690	焊缝	熔合线处 2 mm 长裂纹，补做完好	完好	95	156	164	59	85	125

注：热影响区冲击试样在熔合线外 1 mm 处开缺口。

3.5.4 800 MPa 级钢板焊接

北京钢铁研究总院采用自制焊条进行焊接接头试验，接头拉伸强度 σ_b 为 810 MPa，各部位冲击吸收功见表 7.3-23 所示。

表 7.3-23 各部位冲击吸收功 J

项　目	0℃	-20℃	-40℃
焊缝	180	153	128
熔合线	135	71	100
热影响区	145	71	41

编写：贺信莱（北京科技大学）
王学敏（北京科技大学）
尚成嘉（北京科技大学）
杨善武（北京科技大学）

第4章　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢

目前，强度超过1 200 MPa的商用高强度合金结构钢的组织状态多为回火马氏体，该类钢在使用过程中存在下列问题。

1）韧性不足　高强度合金结构钢零件和构件在使用过程中，常常因韧性不足而发生脆性断裂事故。例如，美国20世纪60年代生产的M107型175 mm口径的自行加农炮炮管曾先后在越南和挪威等国发生炸裂事故。这种加农炮的炮管采用37CrNi3MoVA钢制造。炸裂的加农炮炮管破片的力学性能为 $\sigma_{0.2}$ = 1 174 MPa，CVN = 83～93 J，K_{IC} = 89～91.5 MPa·m$^{1/2}$。根据断裂力学推算，裂纹源附近的应力强度因子 K_I = 98 MPa·m$^{1/2}$。$K_I > K_{IC}$，韧性偏低显然是造成该自行加农炮身管炸裂事故的根本原因。

因此，在研制1 500 MPa级经济型合金结构钢时，必须注重提高钢的韧性。

2）延迟断裂抗力低　延迟断裂是材料在静载荷作用下，经过一段时间后突然发生脆性破坏的现象。这种现象是由于材料-环境-应力的相互作用而产生的一种环境脆化。当钢的抗拉强度超过1 200 MPa时，延迟断裂抗力随强度增加而降低。在自然环境条件下，强度超过1 200 MPa的高强度螺栓有可能发生延迟断裂。1991年4月1日，NHK新闻特别报道了土木建筑用高强度螺栓用钢（JIS F11T）发生延迟断裂而造成的灾难事故。由此可见，延迟断裂性能是评定1 500 MPa级合金结构钢的另一个重要性能指标。

3）疲劳极限离散　以工业上常用的40Cr钢为例，淬火后随着回火温度降低，钢的抗拉强度提高，疲劳强度随之提高，但提高的幅度逐渐减小。并且当钢的抗拉强度超过1 200 MPa（40HRC）时疲劳数据的离散性增大，这是因为对于抗拉强度超过1 200 MPa的高强度钢，其疲劳裂纹不仅可萌生于试样表面而且亦可萌生在内部及近表面夹杂物处。

综上所述，现有回火马氏体型1 500 MPa级高强度合金结构钢，韧性与强度不匹配，抗延迟断裂性能差，疲劳性能强烈受夹杂物的影响，数据分散度大。

20世纪60年代，人们在某些低合金高强度钢中发现贝氏体/马氏体复相组织的强韧性优于单一马氏体组织。从此，贝氏体/马氏体复相组织引起了人们的重视。Tomita和Okabayashi对JIS SNCM439（40CrNiMo）钢和JIS SCM440（42CrMo）钢的研究结果表明，下贝氏体/马氏体复相组织可以改善钢的强韧性，含25%下贝氏体的下贝氏体/马氏体混合组织的钢具有最佳的强韧性组合，而上贝氏体/马氏体混合组织恶化钢的强韧性。进一步的研究表明，若在形成贝氏体过程中使碳存在于过饱和的奥氏体中，从而取消贝氏体中的碳化物，即形成所谓的无碳化物贝氏体，则不仅钢的强韧性得到提高，其断裂韧性等性能也有显著改善。例如对4330Si钢和300M钢进行等温处理的实验结果表明，经不同时间等温处理获得的不同无碳化物贝氏体含量的贝氏体/马氏体混合组织均改善钢的强韧性，提高钢的断裂韧性。并且等温处理温度越低，钢的强韧性改善越显著。鉴于此，清华大学贝氏体研究及推广中心在其锰系空冷贝氏体钢的基础上设计并试验成功了1 500 MPa级低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢。该钢系列采用低的碳含量，在保证强度的同时使钢具有优良的塑性和韧性。本文试验钢为Mn－Si－Cr系列，主要有20Mn2SiCr、25Mn2SiCr和25Mn2Cr，采用简单经济的合金成分，在某些工况需求时可添加少量Ni、Mo。

1　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的特性

与高强度和超高强度马氏体钢相比，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢具有下列特点。

1）无碳化物贝氏体/马氏体复相组织推迟第一类回火脆性温度，使钢可以在更高温度下回火。

2）无碳化物贝氏体/马氏体复相钢具有较高的回火抗力，该钢经中温回火后具有较高的强韧性。

3）无碳化物贝氏体/马氏体复相钢具有较高的延迟断裂抗力，经中温回火后可进一步提高钢的延迟断裂抗力。

4）无碳化物贝氏体/马氏体复相钢具有较高的疲劳门槛值（ΔK_{th}值），较低的疲劳裂纹扩展速率（da/dN）。

1.1　无碳化物贝氏体/马氏体钢强韧性

将实验钢20Mn2SiCr分别处理成马氏体（M）和无碳化物贝氏体/马氏体（CFB/M）复相组织，经不同温度回火后，钢的强度、塑性和冲击韧性随回火温度的变化分别如图7.4-1、图7.4-2和图7.4-3所示。由图7.4-1可知，随回火温度升高，钢的抗拉强度开始缓慢降低，超过临界回火温度后，则急剧降低，但复相组织的临界回火温度高于马氏体组织的。钢的屈服强度随回火温度的升高呈现先升后降的变化趋势，复相组织钢出现屈服强度极大值的回火温度高于马氏体组织的。可见复相钢具有较高的回火抗力。图7.4-4给出了不同组织钢的屈强比随回火温度的变化情况。经340～400℃回火后复相钢具有较高的屈强比。由图7.4-2可知，无碳化物贝氏体/马氏体复相组织与单一马氏体组织相比，伸长率相同，但复相钢断面收缩率较低，表明其均匀变形阶段较长。由图7.4-3可知，具有无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的钢第一类回火脆性开始温度较高，并且经300～360℃回火后，复相钢具有较高的冲击韧性。同样，随回火温度升高，

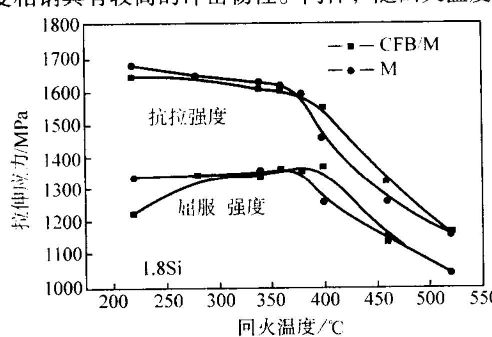


图7.4-1　回火温度和金相组织对25Mn2SiCr实验钢强度的影响

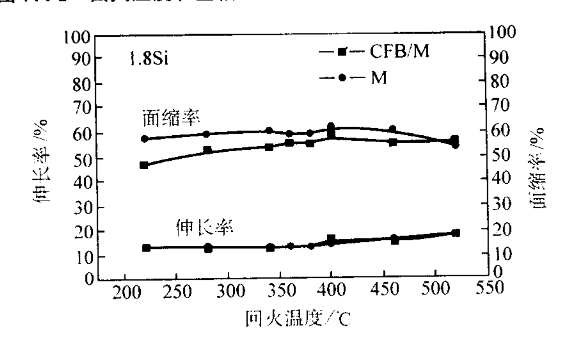


图7.4-2　回火温度和金相组织对25Mn2SiCr实验钢塑性的影响



当回火温度由 280℃提高到 350℃时，具有无碳化物贝氏体/马氏体复相组织钢的断裂韧性升高而单一马氏体组织钢的断裂韧性反而降低（见表 7.4-1 和表 7.4-2）。可见，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢经中温回火后具有较高的强韧性。

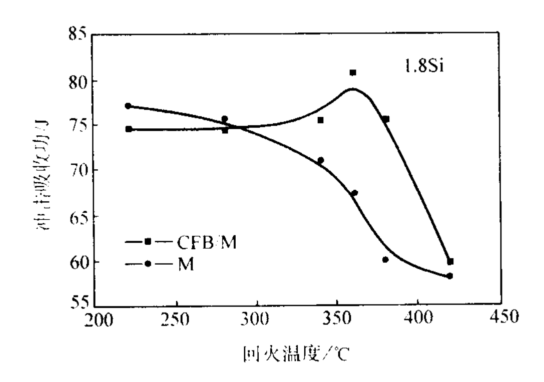


图 7.4-3　回火温度和金相组织对 25Mn2SiCr 实验钢冲击韧性的影响

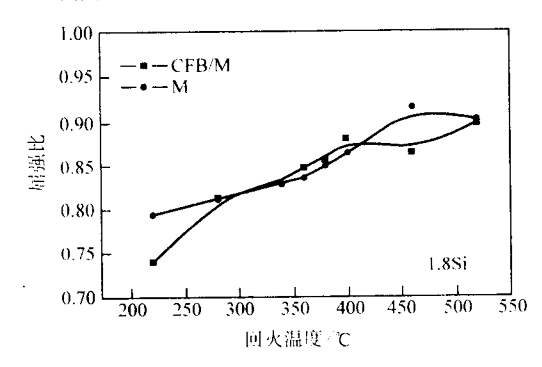


图 7.4-4　回火温度和金相组织对 25Mn2SiCr 实验钢屈强比的影响

表 7.4-1　含 1.4Si 的 25Mn2Cr 钢的断裂韧性

项　目	280℃回火	350℃回火
M	K_{IC}104.2	K_{IC}93.7
CFB/M	K_Q103、K_{max}170	K_Q117.5、K_{max}179

注：K_{IC}、K_Q、K_{max}的量纲为 $MPa \cdot m^{1/2}$。

表 7.4-2　含 1.8Si 的 20Mn2SiCr 钢的断裂韧性

项　目	280℃回火	350℃回火
M	—	K_{IC}98
CFB/M	K_Q112、K_{max}150	K_Q123、K_{max}188.5

注：K_{IC}、K_Q、K_{max}的量纲为 $MPa \cdot m^{1/2}$。

1.2　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢延迟断裂性能的影响

目前还没有评定钢的抗延迟断裂性能的统一方法，最常用的评定钢的抗延迟断裂性能的方法是应力腐蚀开裂实验法和 FIP 法，此外还有氢致开裂实验法。

应力腐蚀开裂试验法是将恒位移 Wol 试样浸泡于 3.5% NaCl 水溶液中，测定钢的 K_{ISCC}值和裂纹第二阶段扩展速率（da/dt）的方法。以 K_{ISCC}值和 da/dt 的大小来评定钢的延迟断裂性能的好坏。

FIP 法（Fédération Internationale de la Précontrainte）为国际预应力混凝土联盟制定的评定预应力混凝土钢筋抗延迟断裂性能的实验方法。即将光滑拉伸试样置于一定温度的 20% NH_4SCN（硫代氰酸铵）水溶液中并施以恒定拉伸载荷，测定试样断裂时所用的时间。时间越长，表明钢的抗延迟断裂性能越好。

低合金超高强度钢的延迟断裂是由钢中在室温下容易扩散的微量氢原子在应力作用下扩散并聚集在微裂纹尖端而引起的。为此，作者首先采用氢脆敏感性实验法测定回火温度对钢的氢脆敏感性的影响。在此基础上进一步采用应力腐蚀开裂实验法测定钢的 K_{ISCC}值和 da/dt 值。

氢脆敏感性试验采用 ϕ5.6 标准短拉伸试样。经 890℃、15 min 奥氏体化，空冷并经 280℃、340℃回火后，在苛刻的电解液 5% H_2SO_4 + 250 mg As_2O_3/L 中，在不同电流密度下充氢 4 h、时效 0.5 h 后测定钢的氢脆敏感性，实验时拉伸速度为 0.5 mm/min。钢的氢脆敏感性采用式（7.4-1）表示。

$$E_H = (\psi_0 - \psi_H)/\psi_0 \tag{7.4-1}$$

式中，ψ_0 为充氢前的断面收缩率；ψ_H 为充氢后的断面收缩率。

应力腐蚀开裂实验采用厚度 B = 15 mm 的改进 WOL 型恒位移试样，螺栓加载后浸泡在 3.5% NaCl 水溶液中，定时用读数显微镜测量裂纹长度，当裂纹停止扩展后，即在 24 h 内裂纹扩展量小于 0.1 mm（$da/dt < 1\times10^{-9}$ m/s）时，根据加载位移和裂纹最终长度按 7.4-2 式计算应力腐蚀门槛值 K_{ISCC}。

$$K_{ISCC} = \frac{EV}{\sqrt{W}}\frac{F(a/W)}{C(a/W)} \tag{7.4-2}$$

式中，$F\left(\frac{a}{W}\right) = 30.96\left(\frac{a}{W}\right)^{1/2} - 195.8\left(\frac{a}{W}\right)^{3/2} + 730.6\left(\frac{a}{W}\right)^{5/2} - 1\,186\left(\frac{a}{W}\right)^{7/2} + 254.6\left(\frac{a}{W}\right)^{9/2}$；$E$ 为弹性模量；V 为张开位移；W 为试样厚度的 2.55 倍；a 为裂纹长度；$C(a/W)$为柔度。

氢脆敏感性实验表明随回火温度升高钢的氢脆敏感性降低，见表 7.4-3 和图 7.4-5。

表 7.4-3　不同电流密度下回火温度对 25Mn2SiCr 钢氢脆敏感性 E_H 的影响

回火温度/℃	充氢电流密度/$mA \cdot cm^{-2}$		
	0.2	0.5	1
	E_H/%		
280	12	53	74
340	—	48	53
370	—	27	—

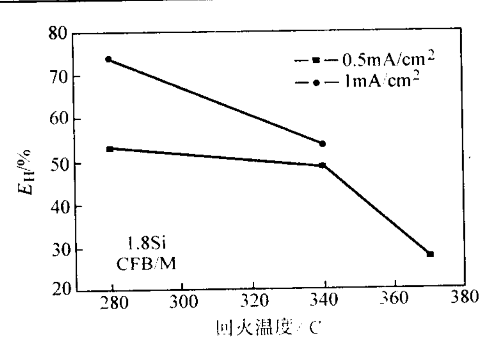


图 7.4-5　回火温度对钢的氢脆敏感性的影响

应力腐蚀开裂实验的结果见表 7.4-4。表中可以看到新型无碳化物贝氏体/马氏体复相钢在与 30CrMnSiA 等强度的情况下，K_{ISCC}（在一定环境条件下应力腐蚀门槛值）均高于 30CrMnSiA 钢。图 7.4-6 为一些合金结构钢的 K_{IH}（K_{IH}是指在某氢含量下延迟断裂应力强度因子门槛值）与强度的关系，可以看出当屈服强度大于 1 200 MPa 时，其 K_{IH} 均在



40 MPa·m$^{1/2}$ 以下，而新型无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢的 K_{ISCC} 值均已高出这一范围。这些结果表明，新型贝氏体/马氏体复相钢的抗延迟断裂性能比商用高强钢有明显改善。

表 7.4-4 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢和 30CrMnSiA 钢的延迟断裂性能

材料	实验条件	热处理方式	σ_b /MPa	K_{ISCC} /MPa·m$^{1/2}$	da/dt /nm·s^{-1}
20Mn2SiCr	3.5% NaCl 25±1℃	900℃，空冷 280℃回火	1 520	51.5	12
25Mn2CRA	3.5% NaCl 25±1℃	900℃，空冷 280℃回火	1 510	45.6	18
30CrMnSiA	3.5% NaCl 25±1℃	880℃，油淬 440℃回火	1 510	36.2	32

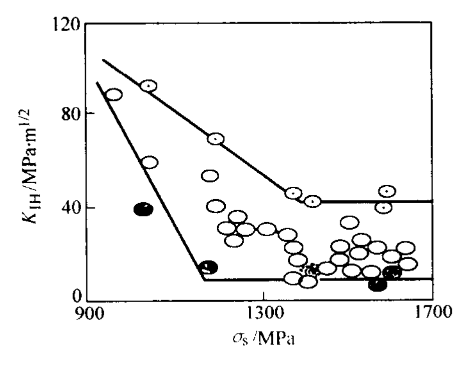


图 7.4-6 一些合金结构钢的 K_{IH} 与强度的关系

1.3 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的疲劳特性

疲劳试样选取圆弧漏斗样，标距段经过机械抛光。疲劳裂纹扩展速率实验所采用的 C－T 试样。利用 Instron－1603 电液伺服高频疲劳实验机进行拉－压疲劳实验，试验温度为 25±1℃，频率为 f＝180 Hz。测定疲劳极限时取疲劳循环系数 R＝－1，循环周次设定为 1×10^7。测定疲劳裂纹扩展速率时先预制疲劳裂纹，然后进行疲劳裂纹扩展实验，其中载荷比选取 R＝0.1 及 R＝0.3 两种。

对无碳化物贝氏体/马氏体复相钢进行了电渣重溶钢和非电渣重溶钢对比试验。表 7.4-5 是在中科院金属所旋转弯曲疲劳试验机上测定的无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的疲劳强度数据。从表 7.4-5 可知，不同回火温度的未电渣重熔的无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的疲劳极限均大于 700 MPa；而经过电渣重熔的无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的疲劳极限均大于 725 MPa。

表 7.4-5 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的疲劳极限

实验材料及工艺	疲劳极限 σ_{-1}/MPa	备 注
280℃回火	＞700	非电渣
	＞725	电渣
370℃回火	＞700	非电渣
	＞725	电渣

疲劳门槛值（ΔK_{th}）是表征材料抵抗疲劳裂纹开始扩展时的抗力指标之一。图 7.4-7 是无碳化物贝氏体/马氏体复相钢经过 280℃与 370℃回火，载荷比为 R＝0.1 及 R＝0.3，在相对较低载荷幅条件下的 $da/dN-\Delta K$ 曲线。从图中曲线数据外推可以获得当 R＝0.1 时，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢 ΔK_{th} 值约为 12.5 MPa·m$^{1/2}$。当 R＝0.3 时，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的 ΔK_{th} 值约为 10 MPa·m$^{1/2}$。另外从图中可以看出，在回火温度相同的情况下（280℃或 370℃），随载荷比的增加疲劳裂纹扩展速率明显增加，而在载荷比相同的情形下（R＝0.1 或 R＝0.3）随回火温度的降低疲劳裂纹扩展变化不太显著。

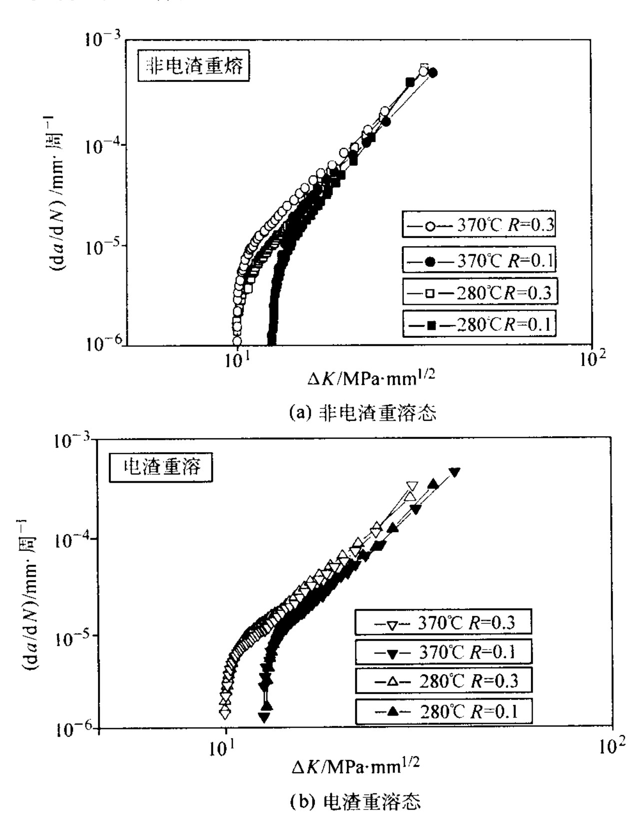


图 7.4-7 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的 $da/dN-\Delta K$ 曲线

2 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢性能改善的机理

2.1 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢强韧化机理

大多数淬火钢经 250～400℃温度范围内回火后，出现回火马氏体脆性，表现为室温下的冲击韧度 a_K 值和断裂韧度 K_{IC} 值降低。合金元素 Si 使中碳低合金超高强度钢发生低温回火脆性温度向较高温度推移，扩大了低温回火的温度范围，并使低温回火抗力提高。例如质量分数为 2.2%Si，不仅使 0.4C－3.44Ni－0.82Mn 钢冲击韧性下降的回火温度由 205℃提高到 315℃，而且使钢具有较高的硬度，经 205～315℃回火后，钢的软化速率降低。裘尧健等人的研究表明，0.36C－1.91Si－1.88Mn－0.02Mo 钢的冲击韧性出现降低的回火温度提高到 320℃。然而李鹤林等人对低碳马氏体钢 20CrMnSiMoVA 和 20SiMn2MoVA 钢的强韧性研究表明，经 200℃回火后具有较高的强韧性。当回火温度高于 200℃时，随着回火温度的升高，20CrMnSiMoVA 钢和 20SiMn2MoVA 钢在强度下降的同时，钢的冲击韧性和断裂韧性等也同时下降，疲劳裂纹扩展速率 da/dN 随回火温度的升高而增大，尽管 Si 推迟了钢的第一类回火脆性，使其冲击韧性低谷值在 400～500℃温度范围内，但其冲击韧性出现降低的回火温度并没有得到提高。作者实验表明，含质量分数为 1.4～2.5%Si 的无碳化物贝氏体/马氏体复相钢回火脆性开始的温度高于 360℃（见图 7.4-8）。可见，回火脆性出现温度较高是低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的特性。



这一现象是什么原因造成的呢？是复相组织的影响，还是无碳化物贝氏体中残余奥氏体的影响。由图 7.4-9 可知，贝氏体/马氏体复相组织（B/M）并没有提高钢的第一类回火脆性开始温度。作者将含质量分数为 1.45%Si 和 1.86%Si 的实验钢分别处理成无碳化物贝氏体/马氏体复相组织和单一马氏体组织，回火温度和组织结构对实验钢强韧性的影响见图 7.4-10。

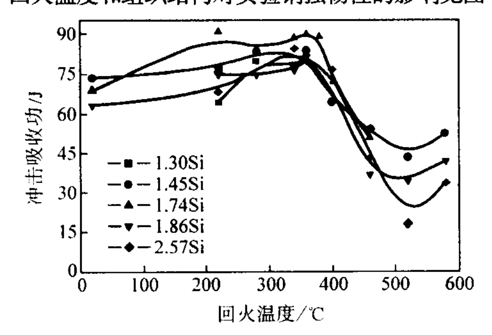


图 7.4-8　回火温度对低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢冲击吸收功的影响

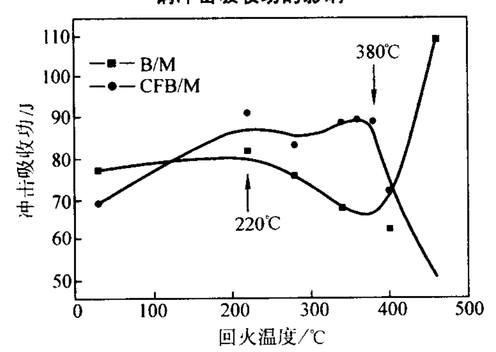
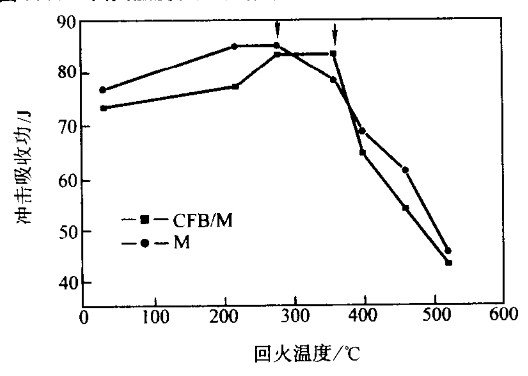
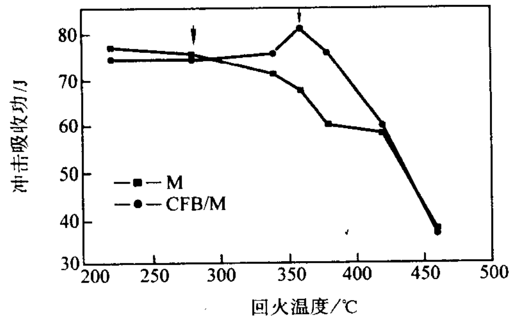


图 7.4-9　回火温度和组织结构对复相钢冲击吸收功的影响



(a) w(Si)1.45% 钢，无碳化物贝氏体/马氏体复相组织由空冷获得，马氏体组织由油淬获得



(b) w(Si)1.86% 钢，无碳化物贝氏体/马氏体复相组织由空冷获得，马氏体组织由油淬获得

图 7.4-10　回火温度和显微组织对实验钢强韧性的影响

与马氏体相比，无碳化物贝氏体/马氏体组织升高了实验钢第一类回火脆性开始温度。无论是 w(Si) = 1.45% 实验钢还是 w(Si) = 1.86% 实验钢的第一类回火脆性开始温度均由 280℃提高至 360℃。回火温度和组织结构对未加 Si 实验钢冲击吸收功的影响见图 7.4-11。可见，对于未加 Si 的实验钢，贝氏体/马氏体复相组织反而降低第一类回火脆性开始温度。可见使钢的冲击韧性出现降低的回火温度升高的原因不是复相组织本身，而是无碳化物贝氏体/马氏体复相组织，这可能与无碳化物贝氏体/马氏体复相组织中的残余奥氏体有关。

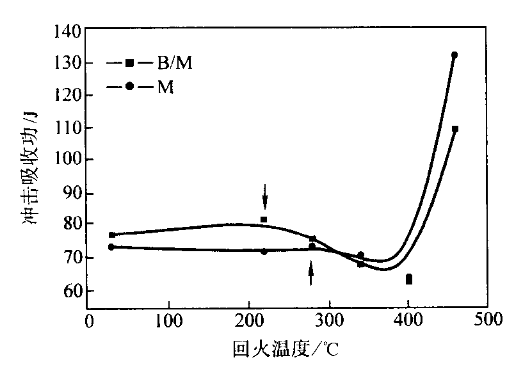


图 7.4-11　回火温度和组织结构对未加 Si 实验钢冲击吸收功的影响

淬火状态下未经回火的低碳马氏体强度是由三部分组成，即高的位错密度引起的强化，碳和合金元素的固溶强化和板条束界以及板条晶界引起的强化。在回火第一阶段，由于析出与基体共格的 ε 碳化物的弥散强化抵消因碳与合金元素析出而损失的固溶强化效应，并由于消除第一类和第二类内应力而使钢在不降低强度的情况下改善其韧性。随着回火温度的升高，基体中位错密度减小，ε 碳化物与基体的共格关系消除，渗碳体析出，使钢的强度降低。

合金元素 Si 不仅起固溶强化作用，而且在回火过程中抑制渗碳体析出，使 ε 碳化物的弥散强化效应保持到更高回火温度，并使低温回火抗力提高。

在无碳化物贝氏体/马氏体复相组织中，未回火的和较低温度回火的无碳化物贝氏体组织屈服强度较低，马氏体组织的强度较高。经 280 ~ 350℃回火后由于无碳化物贝氏体具有较高的回火抗力，经中温回火后反而具有较高的屈服强度。由于无碳化物贝氏体片条尺寸和低碳马氏体板条尺寸在同一数量级，无碳化物贝氏体主要组分为贝氏体铁素体片条，因而可近似将其视为一相。根据聚合型两相合金塑性变形理论，复相组织的强度是两相强度的加权平均值。即：

$$\sigma = \sigma_1 V_1 + \sigma_2 V_2 \tag{7.4-3}$$

式中，σ 为复相组织的强度；σ_1 和 σ_2 分别为无碳化物贝氏体和马氏体的强度；V_1 和 V_2 分别为无碳化物贝氏体和马氏体的体积分数。

因此可知，较低温度回火的 CFB/M 复相组织的强度低于相同温度回火的 M 的强度，中温回火的 CFB/M 复相组织的强度高于相同温度回火的 M 的强度。

实验表明，不管 Si 含量 w(Si)在 1.3% ~ 2.5% 范围内如何变化，若回火温度低于 280℃，空冷无碳化物贝氏体/马氏体复相组织比马氏体组织的屈服强度低，屈强比也低。但高于一定回火温度后，不仅无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的抗拉强度高于回火马氏体，屈服强度高于回火马氏体，而且屈强比也高于回火马氏体的（见图 7.4-1）。中温回火后，无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的屈服强度明显高于回火马氏体，这取决于以下因素。

对于多晶体来说，屈服强度代表发生大尺度范围位错增

殖和运动而使滑移带变宽的应力。因此对于钢这种多晶体，其屈服强度就决定于位错在晶体中运动所受到的阻力。对纯金属单晶体来说，阻力主要是：点阵阻力，位错与位错交互作用产生的阻力，位错与其他晶体缺陷交互作用的阻力等，而对于淬火态钢还与残余内应力有关。

关于点阵阻力，位错在完整晶体中移动时，需要一个力来克服阻力，使其越过势垒，此力通常称为派－纳力，以 τ_P 表示。

$$\tau_P = \frac{2G}{1-\nu}\exp\left(-\frac{2\pi a}{b(1-\nu)}\right) \tag{7.4-4}$$

式中，a 为滑移面的面间距；b 为滑移方向上的原子间距；G、ν 分别为切变弹性模量和泊松比。
由式（7.4-4）可知，a 越大，b 越小，τ_P 越小。故面心立方金属派－纳力小、屈服应力低。体心立方金属派－纳力大，屈服应力高。当淬火钢中含有残余奥氏体时，屈服应力就降低，残余奥氏体量越多，屈服应力越低。

关于位错间交互作用力（摩擦阻力），位错运动要与晶体中其他位错发生交互作用，故必须克服这些位错所给予的阻力。这种阻力包括两方面：一是从其他位错附近通过时所受的阻力（位错应力场的影响）；一是与穿过滑移面的位错相交时所受的阻力。在位错密度较高的晶体中，位错间交互作用的这两种阻力都与位错密度有关，是随着位错密度的增加而增大，见式（7.4-5）。

$$\tau_i = \tau_P + A\rho^{\frac{1}{2}} \tag{7.4-5}$$

式中，τ_i 为摩擦阻力；ρ 为位错密度；A 为与晶体本性、位错结构和分布有关的系数。

未回火或较低温度下回火时，马氏体中的位错密度高于无碳化物贝氏体中的位错密度，因此，马氏体的摩擦阻力大于无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的摩擦阻力。

关于界面阻力，这里的界面系指晶粒界面和亚晶粒界面及较大角度晶界。对于多晶体，由于晶界两侧晶粒的取向不同，因而其中一个晶粒滑移，不能直接进入邻近晶粒。位错会在晶界附近塞积，发生应力集中，从而激发相邻晶粒中的位错源开动，使滑移传播到相邻晶粒中去。在许多金属中，滑移越过晶界传播所需的切应力 τ_B 和晶粒大小的关系见 Hall－Petch 公式

$$\tau_B = \tau_i + k_y d^{-\frac{1}{2}} \tag{7.4-6}$$

式中，d 为晶粒尺寸；k_y 为常数。
式（7.4-6）表明，在一定晶粒范围内，晶粒越小，τ_B 越大。分散分布的无碳化物贝氏体分割原奥氏体晶粒，使 τ_B 增大。

低于一定温度回火，尽管无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的 τ_B 高于马氏体组织的，但由于 τ_i，τ_P 低于马氏体组织的，从而无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的屈服强度低于马氏体组织的。当随回火温度的升高，无碳化物贝氏体中残余奥氏体发生分解而减少，加之无碳化物贝氏体具有较高的回火抗力，使无碳化物贝氏体的 τ_i，τ_P 增大，故高于一定回火温度后无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的屈服强度高于马氏体组织的，从而使中温回火的无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的屈强比高于回火马氏体的。

2.2　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢延迟断裂机理

大量研究表明，高强钢应力腐蚀延迟断裂的机理是氢致断裂，因此研究高强钢的氢脆敏感性可作为判断高强钢抗延迟断裂性能的参考。

清华大学贝氏体钢研究及推广中心研制的贝氏体/马氏体复相高强钢可显著提高材料的强韧性。本部分将探讨进一步降低其氢脆敏感性的措施。

贝氏体/马氏体复相钢（B/M 钢）和无碳化物贝氏体/马氏体复相钢（CFB/M 钢）由真空冶炼，对比钢种为抚顺钢厂提供的 30CrMnSiA 高强钢和大连钢厂提供的 42CrMo 高强钢。其热处理工艺见表 7.4-6。充氢电流密度分别选为 0.2、0.5、0.7、0.9、1 mA/cm²，时间 4 h，充氢后时效 0.5 h 再进行拉伸实验。根据文献的分类，本文所采用的充氢条件属于苛刻类。拉伸实验是在日本岛津 AG－75TA 万能电子试验机上进行的，拉伸应变速率为 0.5 mm/min，试验温度为 25 ± 1℃，实验结果如图 7.4-12 所示。

表 7.4-6　几种材料的热处理工艺参数及残余奥氏体量

序号	牌号	奥氏体化温度/℃	保温时间/min	冷却方式	回火温度/℃	残余奥氏体量（体积分数）/%	备注
C－1	42CrMo	860	10	油冷	380		
C－2	30CrMn－SiA	880	10	油冷	440		
C－3	20Mn2Cr	900	10	空冷	280	3	B/M 钢
C－4	25Mn2CrA	900	10	空冷	280	6	CFB/M 钢
C－5	20Mn2SiCr	900	10	空冷	280	9	高硅 CFB/M 钢
C－6	XB25Mn2CrA	860	18	空冷	280	6	细化 CFB/M 钢

注：C－6 细化处理工艺为 860℃变形，变形量为 36%，变形速率为 6×10^{-3}/s。

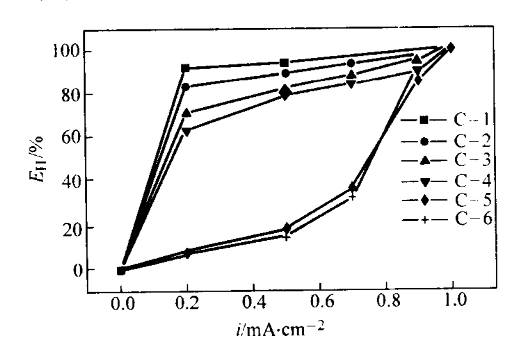


图 7.4-12　几种材料的脆化指数（E_H）与充氢电流密度（i）的关系

由图 7.4-12 可知，与无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢相比，42CrMo 钢、30CrMnSiA 钢和贝氏体/马氏体复相钢热处理后表现出较大的氢脆敏感性，当 i = 0.5 mA/cm² 时，其断面收缩率急剧下降，脆化指数远远大于无碳化物贝氏体/马氏体复相钢。从图 7.4-12 还可以看出，高硅无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的氢脆敏感性低于硅含量较低的无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢。

表 7.4-7　几种无碳化物贝氏体/马氏体钢与 30CrMnSiA 回火马氏体钢的性能

材料	实验条件	热处理方式	σ_b/MPa	K_{ISCC}/MPa·m$^{1/2}$	da/dt/nm·s^{-1}	Ar/%
20Mn2SiCr	3.5% NaCl 25 ± 1℃	900℃，A.C. 280℃回火	1 520	51.5	12	9
25Mn2Cr	3.5% NaCl 25 ± 1℃	900℃，A.C. 280℃回火	1 510	45.6	18	6
20Mn2Cr	3.5% NaCl 25 ± 1℃	900℃，A.C. 280℃回火	1 530	40.5	27	3
30CrMnSiA	3.5% NaCl 25 ± 1℃	880℃，O.Q. 440℃回火	1 510	36.2	32	

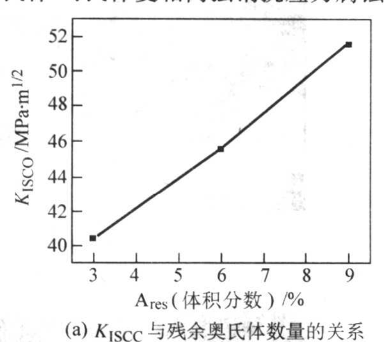
表 7.4-7 的结果表明，新型无碳化物贝氏体/马氏体复相钢在与 30CrMnSiA 钢等强度的情况下，K_{ISCC} 值均高于 30Cr-



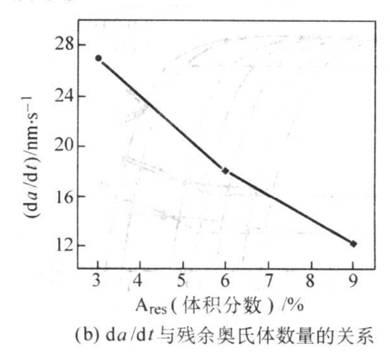
MnSiA 钢，而第二阶段裂纹扩展速率 da/dt 值均低于 30CrMnSiA 钢的。值得一提的是，形变处理后的 25Mn2CrA 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的 K_{ISCC} 值为 53.8 MPa·m$^{1/2}$，其 da/dt 值为 1.0×10^{-5} mm/s。

分析表明，残余奥氏体数量对钢的应力腐蚀门槛值（K_{ISCC}）和第二阶段裂纹扩展速率 da/dt 有明显的影响。从图 7.4-13 中可以看出，基本上呈线性关系，残余奥氏体每增加 1%，应力腐蚀门槛值（K_{ISCC}）大约增加 4.5% MPa·m$^{1/2}$，裂纹扩展速率（da/dt）大约减少 20.8%。说明残余奥氏体可以显著提高延迟断裂性能。

新型无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢抗应力腐蚀性能提高的主要原因是组织的改善。这种高强钢从成分设计上保证了空冷热处理后得到无碳化物贝氏体/马氏体复相组织，这种加 Si 的新型无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢热处理后没有碳化物析出而是存在薄膜状残余奥氏体，且这种残余奥氏体具有较高的机械稳定性、热稳定性及化学稳定性，在电化学充氢和外加应力条件下，均不发生马氏体相变，因此 30CrMnSiA 钢中可引起氢致断裂的组织因素都被避免了，断口分析表明，新型无碳化物贝氏体/马氏体复相高强钢的应力腐蚀断口为穿晶断裂和带有韧性撕裂岭的混合断口，而 30CrMnSiA 钢应力腐蚀断口为沿晶断口，如图 7.4-14 所示。

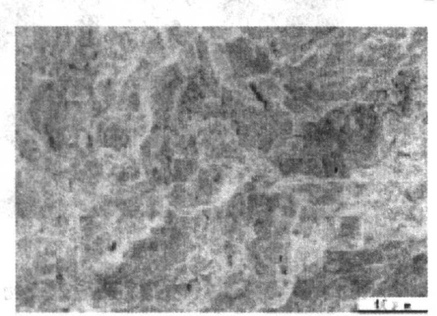


(a) K_{ISCC} 与残余奥氏体数量的关系

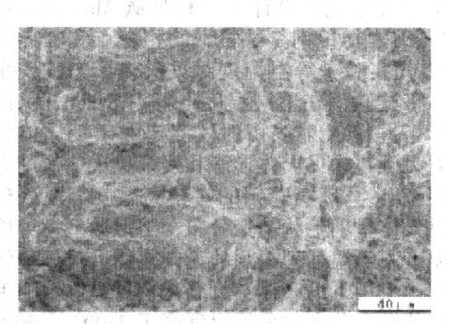


(b) da/dt 与残余奥氏体数量的关系

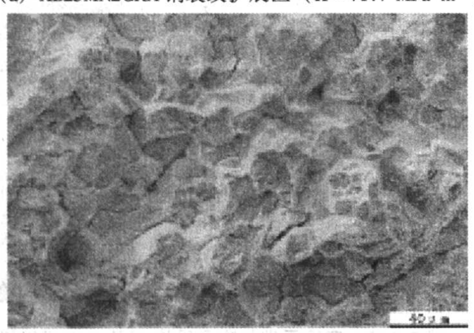
图 7.4-13 残余奥氏体数量对 K_{ISCC} 和第二阶段裂纹扩展速率 da/dt 的影响



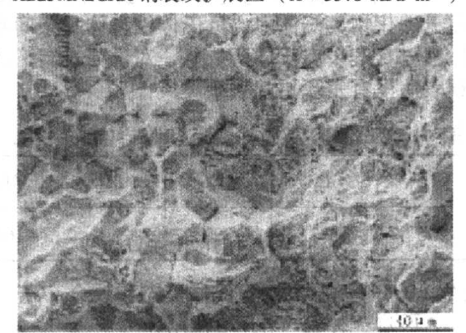
(a) XB25MN2CRA 钢裂纹扩展区（$K=71.7$ MPa·m$^{1/2}$）



(b) XB25MN2CRA 钢裂纹扩展区（$K=53.8$ MPa·m$^{1/2}$）



(c) 30CrMnSiA 钢裂纹扩展区（$K=38.7$ MPa·m$^{1/2}$）



(d) 30CrMnSiA 钢裂纹扩展区（$K=36.2$ MPa·m$^{1/2}$）

图 7.4-14 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢和 30CrMnSiA 钢的应力腐蚀断口

3 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的合金设计及其组织结构

1 500 MPa 级低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢合金设计原则为：①简化热处理工艺，$\phi8\sim20$ mm 的棒材空冷获得无碳化物贝氏体/马氏体复相组织；②注重经济性，通过改进低碳 Mn－B 系贝氏体钢，使之在空冷条件下避免出现粒状贝氏体组织；③注重钢的使用性能，依靠无碳化物贝氏体/马氏体复相组织，提高钢的强韧性和延迟断裂性能；④依靠科技进步，采用真空重熔等净化措施，并采用合金化措施改善夹杂物形态，进一步提高钢的性能。

在上述合金化原则指导下，确定采用低碳 Mn－Si－Cr 合金系，拟采用 C 保证钢的强度，Mn 保证在空冷条件下获得一定量的贝氏体组织，C 和 Cr 保证在连续冷却过程中尽量避免出现粒状贝氏体和上贝氏体组织，在此基础上 Si 保证获得无碳化物贝氏体，Mn、Cr、Si 进一步提高钢的淬透性。

方鸿生等人早在 20 世纪 70 年代就发明了 Mn－B 系贝氏体钢，在进行无碳化物贝氏体/马氏体合金设计时，不再变动 Mn 的成分范围，在一定碳含量范围内，随碳含量的增



加，下贝氏体转变温度（L_s）升高，容易获得下贝氏体组织，再根据所要研制的复相钢的抗拉强度为 1 500 MPa，因此，碳含量（质量分数）选定在 0.15%～0.25%范围内。加入质量分数低于1%的Cr进一步降低 B_s 温度，避免在空冷过程中出现粒状贝氏体组织，同时Cr和Si提高钢的淬透性，在空冷条件下获得无碳化物贝氏体/马氏体复相组织。鉴于含硼钢性能不稳定，作者首先实验探讨了取消B的可能性。实验采用20Mn2CrA和20Mn2CrB钢。B对实验钢CCT曲线的影响如图7.4-15所示，发现取消B更有利于获得贝氏体/马氏体复相组织。

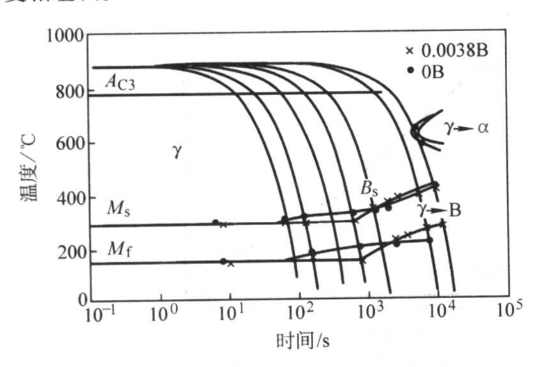


图7.4-15 B对实验钢CCT曲线的影响

按照上述合金设计原则，设计了一种低碳 Mn－Si－Cr 无碳化物贝氏体/马氏体复相钢。试验钢的相变点和临界点见表7.4-8。作者首先实验了等温温度对贝氏体形态和残余奥氏体量的影响。将试验钢在不同温度下等温 3 min，水冷处理后观察组织形态并用X射线衍射仪测定残余奥氏体量以探讨等温温度对无碳化物贝氏体形态和残余奥氏体量的影响，实验结果见表7.4-9。该实验钢的在较高温度等温处理得到的无碳化物贝氏体呈羽毛状丛聚分布，类似典型上贝氏体形貌。在较低温度下等温处理得到的无碳化物贝氏体呈针状独立分布，类似于典型下贝氏体。无碳化物贝氏体由羽毛状丛聚分布转为针状独立分布的分界温度高于350℃。350℃等温处理的无碳化物贝氏体在电镜下的形貌如图7.4-16所示。可见，在无碳化物贝氏体中，贝氏体铁素体片条间和片条内的渗碳体被膜状残余奥氏体所取代，对试样进行广泛深入的电镜观察表明没有发现块状残余奥氏体。

表7.4-8 试验钢的相变点和临界点 ℃

A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
725	845	537	720	325	160

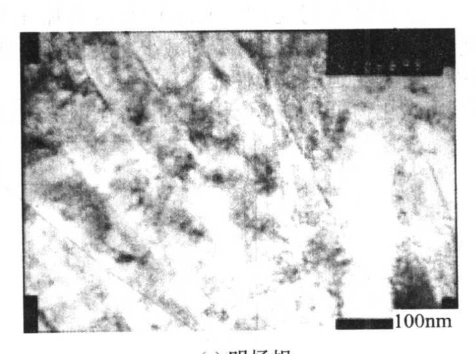
表7.4-9 等温温度对贝氏体形态和残余奥氏体量（A_r）的影响

温度/℃	273	300	330	350	385	400	420	430
A_r 量/%	4.8	4.0	7.8	8.2		7.3		3.9
贝氏体形态			针状	针状	羽毛状	羽毛状	羽毛状	羽毛状

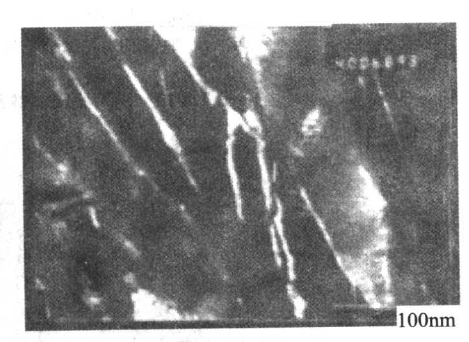
注：热处理工艺：890℃×15 min 奥氏体化，等温处理 3 min 后水淬。

作者进一步对该实验钢进行了转变动力学实验和定量金相观测。分析表明，实验钢在上贝氏体区400℃等温转变时，经过27 min，出现转变平台，此时贝氏体的最大转变量约为14%；在下贝氏体区330℃等温转变时，发生贝氏体转变的孕育期为32 s。等温转变15 min后贝氏体基本转变完全。

由于在风冷或空冷过程中，试样在较高温度下冷却速度很快，例如 ϕ40 mm 的棒料经过约 12 min 就从 890℃空冷至 400℃，再加上连续冷却又使贝氏体转变的孕育期增长、使C曲线移向右下方。因此试样经空冷（或风冷），可避免出现大量羽毛状无碳化物贝氏体而获得片状无碳化物贝氏体为主的无碳化物贝氏体/马氏体复相组织（见图7.4-17和图7.4-18）。



(a) 明场相



(b) 暗场相

图7.4-16 350℃等温处理3min无碳化物贝氏体的形貌

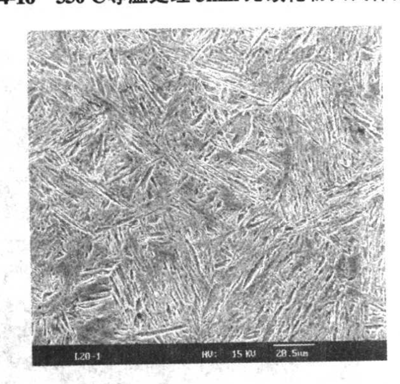
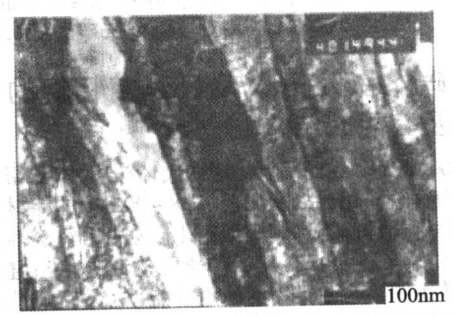


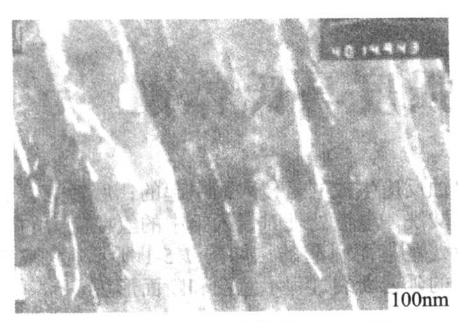
图7.4-17 空冷无碳化物贝氏体/马氏体复相组织的扫描电镜像



(a) 明场相

图7.4-18 空冷无碳化物贝氏体透射电镜形貌像





(b) 暗场相

续图 7.4-18

4　无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的应用前景

无碳化物贝氏体/马氏体复相钢已应用于高速重载铁路辙叉、大型 14.9 级高强度螺栓，并在高速重载钢轨、耐磨高强无缝钢管的制造和应用上取得进展。

道岔是铁路的重要组成部分，是机车车辆从一条线路转向另一条线路的设备，同时也是线路上最薄弱的环节。辙叉又是固定型道岔中最薄弱的部件，其寿命决定着道岔的使用寿命。由于固定辙叉存在轨线的“有害空间”，列车通过时对辙叉心轨的动载荷冲击力较大，致使叉心易出现垂直磨耗、压溃和剥落掉块等损伤。目前，在各国的铁路线上使用的最多的是高锰钢整铸辙叉，在我国铁路线上高锰钢整铸辙叉约占辙叉总数的 90%。统计表明，我国高锰钢整铸辙叉的使用寿命为通过总重 0.3 ~ 2.0 亿吨，平均通过总重约 7 000 ~ 8 000 万吨，约占钢轨使用寿命的 1/8 ~ 1/10，即在一个钢轨大修周期内，每组道岔要更换 7 ~ 9 次，维护工作量和成本很大。目前在年通过总重为 1 亿吨以上的线路上，每年需要更换高锰钢整铸辙叉 1 ~ 2 次，现在全国每年因大修、维护更换道岔 8 000 组，造成很大经济损失。因此迫切要求以新型辙叉材料替换高锰钢。对新型辙叉材料的要求是在较高屈服强度的基础上具有更高的强韧性，良好的焊接性，优良的接触疲劳性能和耐磨性。

以往铁路道岔多采用高锰钢材料，这类辙叉失效主要是裂纹和接触疲劳磨损两大类，其中裂纹失效主要是由铸造缺陷所致，多数都是提前失效，即达不到平均使用寿命85 Mt 通过运量总重；如果是接触疲劳磨损到限失效，往往都能达到平均使用寿命。但钢轨基本轨使用寿命则是高锰钢辙叉的 8 倍，平均通过运量总重约为 680 Mt。尖轨的使用寿命约在 300 ~ 400 Mt 通过运量总重。随着铁路提速，增加列车对数。高锰钢辙叉已满足不了要求。高锰钢辙叉用钢主要是 ZGMn13。其力学性能为 $\sigma_b \geqslant 735$ MPa，$\delta_5 \geqslant 35\%$，$a_{KU} \geqslant 147$ J/cm^2，硬度 170 ~ 230 HB。

采用无碳化物贝氏体/马氏体复相钢制造的铁路辙叉，其力学性能为 $\sigma_b \geqslant 1\,400$ MPa，$\delta_5 \geqslant 13\%$，$a_{KU} \geqslant 90$ J/cm^2，硬度 43 ~ 46 HRC。低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢道岔已经在京广铁路的繁忙地段铺设两年以上。由于采用低碳成分，该钢材焊接性能良好，这样道岔与钢轨焊接起来，克服了高锰钢不能焊接的缺陷，使火车运行更加平稳。

在钢轨钢方面，现行的珠光体钢轨钢尽管采用了欠速淬火技术和合金化技术，使钢轨的强度由 800 MPa 级提高到 1 100 MPa 级，使重载列车得以更好的运行；采用接触焊技术，实现了无缝钢轨，使列车的运行速度得以提高。但在弯道处，钢轨的寿命依然很低，仅一年左右。例如，强度级别在1 180 MPa 的 PD2 欠速淬火钢轨在京广线 $R = 381$ m 的弯道处，磨耗指数为 0.032 mm/MGT。从奥地利进口的 1 100 MPa 级珠光体合金轨在鹰厦线 R 约 300 m 的弯道上仅通过 0.4 ~ 0.7 亿吨就因核伤（疲劳损伤）而下道。因此，对于弯道线路迫切需要强度高，耐磨性好，焊接性好的新型钢轨。清华大学贝氏体钢研究及推广中心与包头钢铁公司合作研制成功高强重型钢轨，比目前最高强度的热轧钢轨强度提高 30% 以上，轨腰的冲击功提高了近 4 倍。

再如，一般使用的高强度螺栓的强度水平分为 8.8、9.8、10.9、12.9 四个级别，通常为调质处理的中碳钢、中碳合金钢或低碳马氏体钢。随着汽车、机械、建筑等各个生产部门的发展，对制造各类紧固件（例如螺栓、螺钉和螺母等）使用的材料提出了更高的要求，例如在汽车的高性能化和轻量化、建筑结构的高层化以及大桥的超长化等方面对作为连接结构件的螺栓提出了高设计应力和轻量化的要求，目前一些汽车、港口用螺栓甚至要求抗拉强度大于 1 400 MPa，然而随着强度的提高，特别是当抗拉强度大于 1 200 MPa 时，延迟断裂就变得十分突出，高强度螺栓属于带缺口零件，具有很高的缺口敏感性，容易在缺口集中部位，（例如杆与头部的过渡处或螺栓根部）产生延迟断裂。因此，新型 1 500 MPa 级的低合金高强度钢必须注重提高钢的延迟断裂性能。

英国标准（BS 3692：1967）规定 14.9 级高强度螺栓的力学性能为 $\sigma_b \geqslant 1\,373$ MPa，$\delta_5 \geqslant 7\%$，$a_{KV} \geqslant 29.4$ J/cm^2，硬度≥40HRC，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢制作的高强度螺栓的力学性能为：σ_b1 385 MPa，$\delta_5$11.3%，a_{KV}67.4 J/cm^2，硬度 44HRC。全面满足并超过了 BS3692 的要求。制造的大型螺栓长度将近 1.5 m，直径 56 mm，用于某重要港口起重设备的安装。由于港口环境对于材料抗应力腐蚀性能要求高，带有薄膜状残余奥氏体的无碳化物贝氏体/马氏体复相钢是合适的选择。

我国某公司对直径为 130 ~ 169 mm、壁厚为 4 ~ 7 mm 高强度耐磨轧管的要求是：$\sigma_b > 1\,300$ MPa，$\sigma_{0.2} > 950$ MPa，$\delta_5 > 8\% \sim 9\%$，HRC > 40，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢制作的高强度耐磨轧管的力学性能为 σ_b1 550 MPa，$\sigma_{0.2}$ 1 060 MPa，$\delta_5$13%，A_{KV}76 J，完全满足高强度耐磨管的要求。经输送混凝土机械的实际使用，寿命已超过原无缝钢管的 3 倍。因此，无碳化物贝氏体/马氏体复相钢必将在耐磨钢管市场占有一席之地。

编写：白秉哲（清华大学）
刘东雨（华北电力大学）

第5章 耐延迟断裂高强度马氏体钢

合金结构钢是钢铁产品中的一类主要产品，产量大，应用面广。近年来，国民经济各部门对合金结构钢提出了更高强度、高安全性、长寿命和低成本的要求，因此，需要研究和开发节约能源、节省资源和保护环境的新一代高强度合金结构钢。其中一个主要目标是在充分考虑经济性的前提下，使目前大量应用的合金结构钢（以常用的机械制造用钢如45、40Cr等为代表）的抗拉强度翻番，即从目前的800 MPa级提高到1 500 MPa级。

马氏体最早被应用在于淬火得到强化。现今多数的合金结构钢零部件还是以淬火得到马氏体，再进行回火获得良好的综合性能，这是由于钢的回火马氏体组织具有良好的强度和韧性配合，而且还可通过调整碳等添加元素的数量和热处理工艺（例如回火温度）来控制其强度。但是，高强度马氏体钢在自然环境下对延迟断裂比较敏感。因此，抗拉强度由800 MPa级提高到1 500 MPa级的关键问题是，在提高强度的同时改善钢的韧塑性、耐延迟断裂性能及疲劳性能，重点在于改善强度提高后钢的耐延迟断裂性能。

紧固件是机械、冶金、电器、仪表、石油、化工、建筑和交通运输等设备及工具上不可缺少的通用零件。主要种类有螺栓、螺钉、螺母、垫圈、销和铆钉等。随着工业生产的发展，对制造各类紧固件使用的材料提出了愈来愈高的要求，如汽车的高性能化和轻量化、建筑结构的高层化以及大桥的超长化等，对作为联接部件的螺栓提出了更高设计应力和轻量化的要求。对此，最有效的措施便是螺栓钢的高强度化。但即使纳入各国标准中的12.9级甚至11.9级螺栓，在实际服役过程中亦发生过多次延迟断裂事故，因而其使用范围受到了限制。鉴于高强度螺栓钢的延迟断裂问题比较典型和有代表性，在日本、韩国分别投入巨资重点实施的“超级钢计划”、“高性能结构钢计划”中，1 500 MPa级高强度螺栓钢的研究开发均是其中的一个重要课题。

1 高强度马氏体钢的延迟断裂

1.1 延迟断裂的概念和特征

延迟断裂（delayed fracture, delayed failure）是在静止应力作用下，材料经过一定时间后突然脆性破坏的一种现象。这种现象是材料-环境-应力三者相互作用而发生的一种环境脆化，是氢致材质恶化的一种形态。其他的氢致材质恶化还包括氢致塑性损失（氢脆）、氢致不可逆损伤（例如白点、氢鼓包、氢诱发裂纹等）、高温氢腐蚀、氢化物相的产生和氢致马氏体相变等。广义的延迟断裂包括氢脆、应力腐蚀和液体金属脆。关于氢脆、应力腐蚀和液体金属脆现象及其破坏机制已有多部专著和评述文章。由于高强度钢在水介质中的应力腐蚀实质上是一种氢致开裂过程，因此，本章所指的延迟断裂主要是高强度钢的氢致延迟断裂和在水介质中的应力腐蚀。

机械零部件的延迟断裂大体上可分为以下两类。

1）主要是由外部环境侵入的氢（外氢）引起的延迟断裂。例如桥梁等使用的螺栓，在潮湿空气、雨水等环境中长期暴露而发生延迟断裂。

2）酸洗、电镀处理等制造过程中侵入钢中的氢（内氢）引起的延迟断裂。例如电镀螺栓等在加载后，经过几小时或几天的较短时间后而发生延迟断裂。

对于前者，一般是由于在长期暴露过程中发生腐蚀，腐蚀坑处腐蚀反应生成的氢侵入而引起的；后者是由于制造过程，例如酸洗、电镀处理时侵入钢中的氢在应力的作用下向应力集中处富集而引起的，如图7.5-1所示。图7.5-2是高强度螺栓的延迟断裂过程示意图和断面形貌。

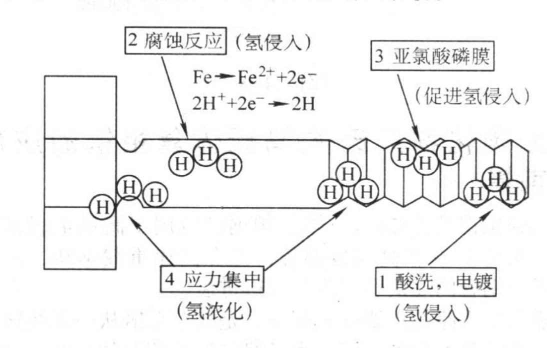


图7.5-1 高强度螺栓延迟断裂产生原因及其示意图

1—螺栓制造（酸洗、电镀）时氢的侵入；
2—实际使用时由于发生腐蚀反应（酸洗雨、海水）导致氢的侵入；
3—润滑膜（亚氯酸磷处理）促进氢的侵入（毒化剂作用）；
4—尺寸因素及腐蚀坑引起应力集中

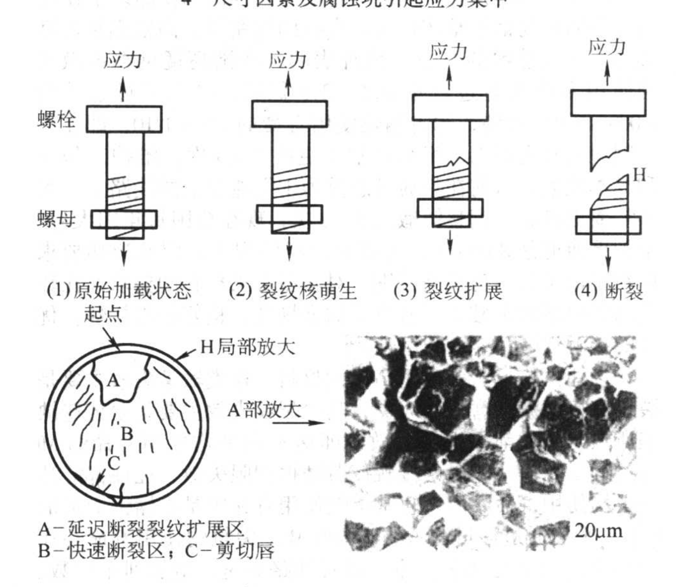


图7.5-2 高强度螺栓延迟断裂过程示意图

如前所述，马氏体钢在自然环境下易发生延迟断裂，且延迟断裂的敏感性随强度的提高而增大。图7.5-3是各种典型的低合金回火马氏体钢在水中的延迟断裂强度随抗拉强度的变化。可见，随着抗拉强度的提高，特别是当抗拉强度超过约1 200 MPa时，延迟断裂强度急剧降低。因此，回火马氏体钢的实际使用强度往往受到限制。延迟断裂是紧固件、预应力混凝土（PC）钢棒、弹簧、链条等机械零部件高强度化时必须高度注意的问题。

与其他断裂形式相比，高强度钢的延迟断裂一般具有以下特征：

1）在抗拉强度大于约1 200 MPa、硬度≥38HRC的水平时，延迟断裂的敏感性显著增大；

2）延迟断裂通常在室温附近发生（与低温脆性断裂的不同点）；

3）宏观上，延迟断裂没有伴随有大的塑性变形（与蠕

变断裂的不同点）；

4）在静载荷下（应变速率为零）发生（与疲劳断裂的不同点）；

5）在较屈服强度低得多的应力下发生；

6）在发生低温回火脆性的温度 350℃附近回火后，延迟断裂的敏感性最大；

7）延迟断裂裂纹往往沿原奥氏体晶界萌生、扩展。

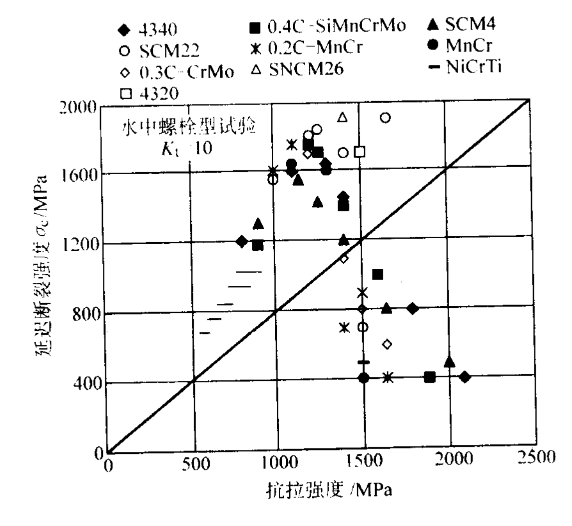


图 7.5-3　低合金淬火回火马氏体钢的延迟断裂强度随抗拉强度的变化

氢在高强度钢延迟断裂过程中的作用是复杂的，已提出了多种理论，主要包括：氢压理论、氢吸附降低表面能理论、氢与位错交互作用理论、氢降低键合力（弱键）理论及氢促进局部塑性变形理论等。目前还没有一种理论能够圆满地解释各种氢致延迟断裂现象，还有许多不明之处，对其机理还需从微观断裂过程、氢致裂纹形成和扩展的条件及其定量表达式等方面开展深入的研究。

因高强度钢的延迟断裂而造成的事故屡屡发生，经济损失相当惊人。例如在 80 年代初期，美国通用汽车公司由于安装在轿车底部控制架上的两个 12.9 级高强度螺栓发生了延迟断裂，前后发生了 27 次交通事故，最终在 640 万辆轿车上更换了这两种螺栓，为此耗资高达 7 000 万美元。因此，对高强度钢延迟断裂行为的研究多年来一直十分重视。

1.2　氢与高强度钢的延迟断裂行为

钢中的氢有各种各样的存在状态，对此已有多部专著进行了详细论述。既然高强度钢的延迟断裂是由氢引起的，那么，最为关键的问题就是何种状态的氢对高强度钢延迟断裂裂纹的萌生和扩展起主导作用。

在通常状态下，氢固溶入铁中为一吸热反应，在室温常压下的固溶氢量小于（质量分数）0.001×10^{-6}。实际环境中测得的发生延迟断裂的氢量约为质量分数 0.1×10^{-6}，远高于固溶的氢量，因而实验测得的氢并不是固溶状态的氢，而是钢中各种陷阱所捕集的氢。一般而言，处于低能陷阱（可逆陷阱）中的氢在室温能够进行扩散，为室温扩散性氢；而处于高能陷阱（不可逆陷阱）中的氢在室温难以从陷阱中跑出，为室温非扩散性氢。一些人提出了划分可逆陷阱与不可逆陷阱的标准，例如 Gibala 等将陷阱结合能 60 kJ/mol 作为可逆陷阱与不可逆陷阱的分界线。在加热时，处于陷阱中的氢在热能的作用下，能够从陷阱中释放出来，而陷阱结合能的高低决定了氢释放温度的高低，因而热放氢技术的一个重要特点是能够将具有不同结合能的陷阱直观地区别开。

由于延迟断裂在室温附近最为明显，因而通常认为延迟断裂是由室温可扩散性引起的，而不是由室温非扩散性氢引起的。此点已得到实验的支持，例如松本等将 SCM440 钢淬火回火后（回火马氏体组织、强度水平 1 200 MPa 级）进行充氢、镀镍，并在不同温度烘烤后进行热放氢分析和慢应变速率实验（SSRT）。实验结果表明，200℃以下放出的氢量随烘烤温度的升高而减少，而 200℃以上放出的氢量却增加；延迟断裂强度比与 200℃以下放出的氢量（可扩散性氢量）的相关性更好。此外，对于组织和强度水平均与 SCM440 钢不同的 PC 钢棒（珠光体和贝氏体强化加工组织、强度水平 1 800 MPa 级）亦得到同样的结果。

2　新型耐延迟断裂高强度钢的性能特征

2.1　钢种设计思路及其实验验证

对于中碳的低合金钢，例如 42CrMo，通过降低回火温度即可获得 1 500 MPa 级的强度水平，但正如前面所述，此时钢的延迟断裂敏感性显著增加，以致无法实际应用。根据实验室研究结果，设计出新型的耐延迟断裂高强度钢 ADF 系列，其强度水平范围为 1 300～1 600 MPa，主要设计原则如下：

1）以目前用量大、应用面广的机器制造用 45、40Cr、42CrMo 钢为基础，在保证强韧性满足要求的前提下设计耐延迟断裂的新钢种；

2）采用具有良好强度和韧性配合的调质用钢，以适应目前机械制造零部件的现代生产工艺流程；

3）在满足上述要求的前提下，根据研究结果，采用“强化晶界 + 细化晶粒 + 控制氢陷阱”的思路来改善高强度钢的耐延迟断裂性能；

4）在满足性能要求的前提下同时具有良好的经济性，以满足量大面广的机器制造用钢的要求。

2.1.1　高强度马氏体钢的晶界强化

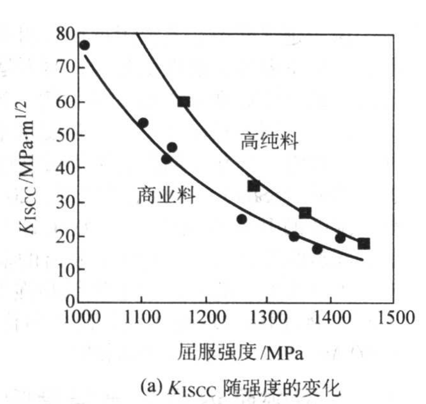
通常，抗拉强度大约 1 200 MPa 以上的高强度钢的组织多为回火马氏体，其延迟断裂的起点和扩展路径往往为原奥氏体晶界，原奥氏体晶界呈薄膜状析出的渗碳体（300～400℃回火处理）提供了裂纹优先形核的场所并加速延迟断裂裂纹的扩展，以沿晶断裂为特征的回火脆性状态的高强度钢对延迟断裂十分敏感。这表明，对于回火马氏体组织，原奥氏体晶界强度与延迟断裂敏感性具有十分密切的关系，因而原奥氏体晶界性质的控制即强化晶界、抑制晶界裂纹的萌生和扩展是改善高强度钢耐延迟断裂性能的一种重要途径，其主要措施为：①减少晶界脆化元素偏聚量；②改变晶界碳化物的形态，抑制薄膜状碳化物形成；③细化晶粒等。

（1）减少晶界脆化元素

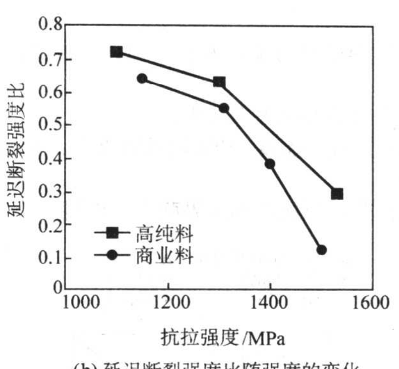
由于杂质元素磷降低晶界结合强度，而硫在腐蚀环境下促进氢的吸收，因而在开发耐延迟断裂的高强度钢，例如高强度螺栓钢时，通常采取降低 P、S 等杂质元素含量的办法，提高钢的洁净度，以降低杂质元素在晶界的偏聚，提高晶界结合力，从而改善其耐延迟断裂性能。如图 7.5-4 所示，应力腐蚀和恒载荷缺口拉伸延迟断裂试验结果均表明，在相同的强度水平下，高洁净 42CrMo 钢的临界应力场强度因子 K_{ISCC} 和延迟断裂强度比（延迟断裂强度比 DFSR = σ_c/σ_N，σ_c 为腐蚀液中获得的缺口拉伸临界应力，σ_N 为空气中获得的缺口强度，详见本章 2.3）均明显高于商业 42CrMo 钢。

通过降低钢中 P、S 等杂质元素含量的途径可降低其在原奥氏体晶界的偏聚，但受技术和经济性的制约。另一种思路是调整钢的化学成分，以减轻或消除 P、S 等杂质元素的晶界偏聚。具体途径有二：①添加杂质元素的捕获剂，将其捕获在晶内，抑制其晶界偏聚，例如合金元素 Mo 和 Ti 捕获 P、Al、Ti 捕获 N；②去除钢中促进 P 偏聚的元素。





(a) K_{ISCC} 随强度的变化



(b) 延迟断裂强度比随强度的变化

图 7.5-4　42CrMo 钢的 K_{ISCC}

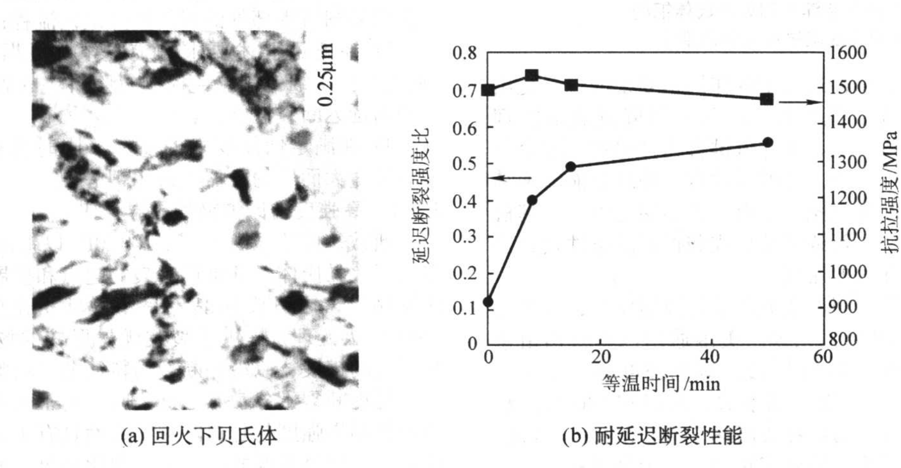
(42CrMo 商业料（质量分数）(%)：0.023P－0.018S－0.006O－0.007N－0.65Mn－0.33Si

42CrMo 高纯料（质量分数）(%)：0.001P－0.002S－0.002O－0.003N－0.06Mn－0.06Si)

(2) 控制晶界碳化物

碳化物与基体的界面为钢中氢的强陷阱，其陷阱结合能高于无碳化物的晶界。如果钢中的碳化物分布不均匀，例如碳化物主要分布于原奥氏体晶界而晶粒内部的碳化物数量很少（例如低温回火态），则进入钢中的氢将优先富集于晶界，导致晶界脆化，延迟断裂裂纹优先在此萌生并扩展，导致低应力脆断。

同一成分的钢，如果处理成回火下贝氏体组织，则其延迟断裂敏感性要小于回火马氏体组织。图 7.5-5 为商业 42CrMo 钢在 330℃等温处理不同时间后的缺口拉伸延迟断裂试验结果和下贝氏体组织的微观形貌。在相同的强度水平下，等温处理组织的延迟断裂强度比要明显高于淬火回火组织。随着等温时间的延长，强度有所降低，延迟断裂强度比提高。回火马氏体组织中有薄膜状碳化物沿奥氏体晶界析出，而回火下贝氏体中原奥氏体晶界上却没有碳化物的析出。这表明，晶界碳化物的存在提高了高强度钢的延迟断裂敏感性。



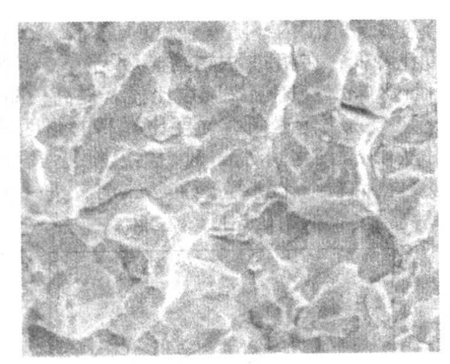
(a) 回火下贝氏体　　(b) 耐延迟断裂性能

图 7.5-5　回火下贝氏体组织及其耐延迟断裂性能

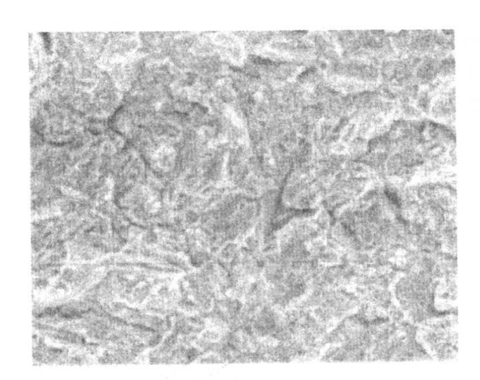
通过等温处理获得的贝氏体组织的主要缺点是其屈强比低于马氏体组织，且等温处理不适合某些批量自动化生产的零部件，例如螺栓，这就限制了其在工业化大生产中的普及应用。但下贝氏体组织在耐延迟断裂性能方面的优越性，为耐延迟断裂高强度钢的开发提供了可贵的启示，即如能对钢中原奥氏体晶界的碳化物进行控制（细化、减少晶界碳化物）甚至获得无晶界碳化物的微细马氏体组织，则可以获得良好的耐延迟断裂性能。

低温回火时由于扩散受到限制，微观组织只在很微细规模发生变化。在回火温度较低特别是在回火脆性附近温度回火时，碳化物往往在原奥氏体晶界沉淀并以连续薄膜状的形式存在，而晶粒内部析出的碳化物较少，因而捕集氢的强陷阱主要分布在晶界上，含氢环境中进入钢中的氢主要富集于晶界，使晶界显著脆化，导致沿晶断裂和高的延迟断裂敏感性。较高温度回火时，产生规模大得多的微观组织变化。随着回火温度的升高，原奥氏体晶界和马氏体板条界上的碳化物聚集、粗化，应力集中减少，在晶界上的连续程度减少，碳化物消失处的区域在氢致延迟断裂条件下不能对氢强捕集，晶界上捕集的氢量减少；与此同时残余应力消失，位错密度降低，剩余位错重新排布，晶粒内部碳化物的大量析出可将一部分氢捕集在晶粒内部。这两方面的作用使得钢的晶界结合力增加，断口中穿晶断裂所占的比例增加，如图 7.5-6 所示。

回火温度对钢的微观组织特别是碳化物的上述影响必然对高强度钢的耐延迟断裂性能产生影响，对 42CrMo、40CrNiMo、30CrMnSiNi2 和 Cr－Mo－V 等的研究结果证实了这一点，如图 7.5-7 所示。在回火温度较低时组织状态差异小，K_{ISCC}均较低，提高幅度缓慢；而在回火温度较高时，K_{ISCC}提高幅度显著。但对上述低合金高强度钢而言，一般随着回火温度的升高，其强度单调降低，因而单纯用提高回火温度的办法往往难以兼顾高强度和低延迟断裂敏感性的要求。解决此问题的途径之一便是在钢中添加适量的 Mo 和 V，利用其在高温回火时析出的合金碳化物，一方面提高钢的强度，另一方面作为氢的陷阱来捕集氢。图 7.5-8 为 Cr－Mo－V 钢的强度和 K_{ISCC}随回火温度的变化。从图 7.5-8 可以看出，在强度保持不变的情况下，Cr－Mo－V 钢的延迟断裂抗力仍随回火温度的升高而提高。这表明高温回火是提高高强度钢耐延迟断裂性能的一种十分有效的途径。



(a) 410℃，K_{ISCC} = 10.5MPa·m$^{1/2}$



(b) 600℃，K_{ISCC} = 37.1MPa·m$^{1/2}$

图 7.5-6　微观组织和延迟断裂断口形貌随回火温度的变化（Cr－Mo－V 钢）

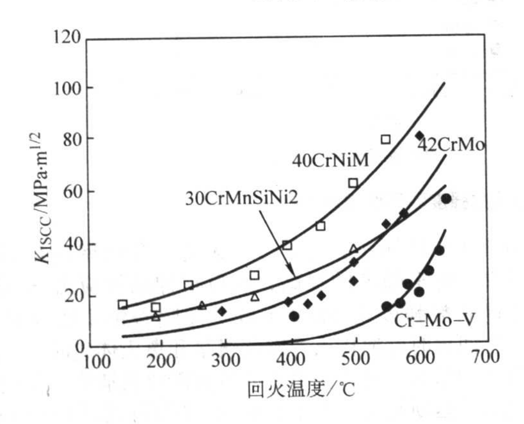


图 7.5-7　K_{ISCC}随回火温度的变化

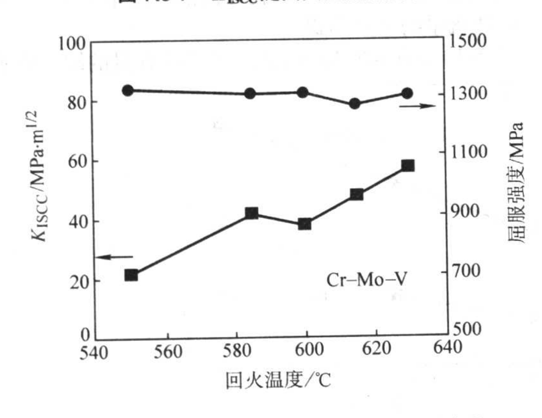
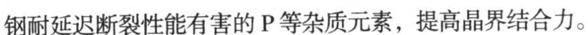
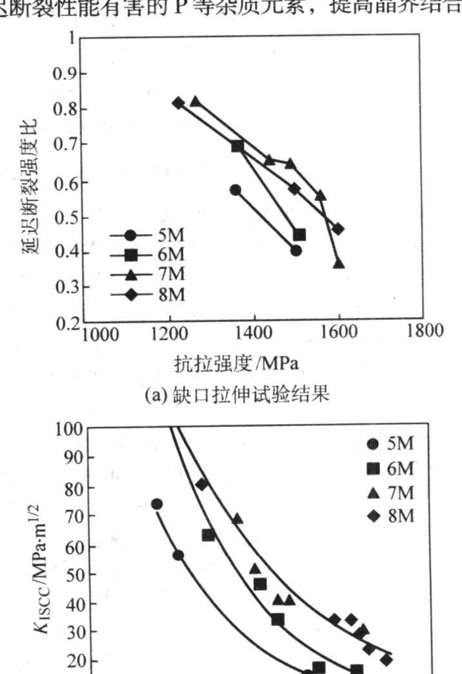


图 7.5-8　K_{ISCC}和屈服强度随回火温度的变化

(3) 合金元素 Mo 的应用

Mo 为钢中常用合金元素，在合金结构钢中的作用除提高淬透性、回火抗力和抑制钢高温回火脆性的发生等外，还能够改善钢的耐延迟断裂性能。图 7.5-9 是不同 Mo 含量实验钢的缺口拉伸延迟断裂和应力腐蚀的试验结果。可见，实验钢的延迟断裂强度比 DFSR 和临界应力场强度因子 K_{ISCC} 均随强度的提高而显著降低。在相同的强度水平下，从总体上讲，随着 Mo 含量的增加，DFSR 和 K_{ISCC} 均逐渐增加，但当钼含量（质量分数）超过 1.15%时，DFSR 和 K_{ISCC} 均不再提高，而是有所降低，但仍明显高于不含 Mo 的 5M 钢和低 Mo 的 6M 钢，如图 7.5-10 所示。这表明，在所研究的高强度水平下，延迟断裂抗力并非随钼含量的增加而单调提高。Mo 元素的这种良好作用在于：①在相同的强度水平下，Mo 元素提高钢的回火温度，而提高回火温度是改善高强度钢耐延迟断裂性能最为有效的途径之一；②高温回火时所形成 Mo 的二次硬化碳化物的氢陷阱作用；③Mo 元素能够控制对高强度钢耐延迟断裂性能有害的 P 等杂质元素，提高晶界结合力。





(a) 缺口拉伸试验结果

(b) 应力腐蚀试验结果

图 7.5-9　不同钼含量 w(Mo)试验钢的缺口拉伸和应力腐蚀试验结果（5M：0.40C－1.1Cr，基体；6M：0.52Mo；7M：1.12Mo；8M：1.54Mo）

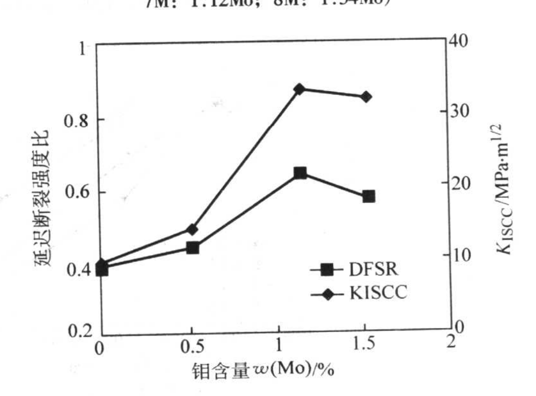


图 7.5-10　试验钢的延迟断裂强度比和应力腐蚀临界应力场强度因子 K_{ISCC}随钼含量的变化

2.1.2 高强度马氏体钢的晶粒细化

高强度钢延迟断裂的起点和扩展路径往往为沿原奥氏体晶界，其主要影响因素除晶界碳化物和杂质元素的偏聚等外，另一个重要影响因素是原奥氏体晶粒尺寸。由于晶粒细化可使变形均匀化，降低应力集中程度，而且单位晶界面积的增加可降低杂质元素的晶界偏聚浓度，因而还能够改善高强度钢的耐延迟断裂性能。如图 7.5-11 所示，在所研究的强度水平范围内，随着强度的提高，ADF1 钢的延迟断裂强度比降低；在相同的抗拉强度水平下，晶粒尺寸从 20 μm 细化到 8 μm，延迟断裂强度比显著提高，晶粒尺寸从 8 μm 细化到 4 μm，延迟断裂强度比提高的幅度减缓，但当晶粒尺寸从 4 μm 细化到 2 μm 时，延迟断裂强度比不再提高。这表明，当晶粒细化到小于约 4 μm 时，进一步细化晶粒难以提高高强度钢的耐延迟断裂性能。

(a) 随抗拉强度的变化　(b) 随屈服强度的变化

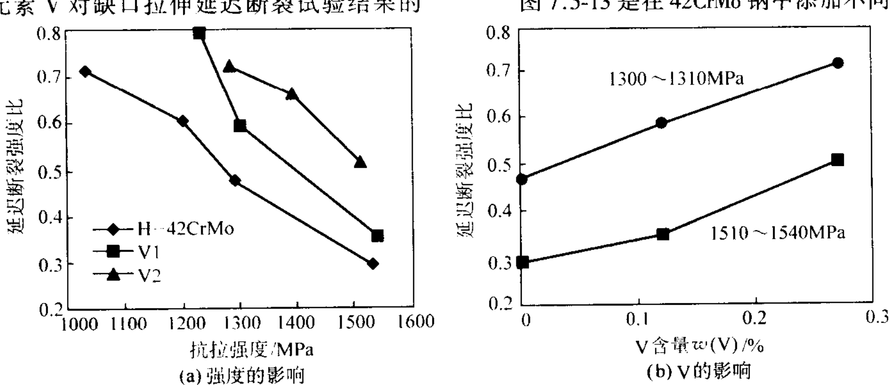
图 7.5-11　Cr－Mo－V 钢的延迟断裂强度比随抗拉强度和屈服强度的变化

2.1.3 高强度马氏体钢的氢陷阱控制

微合金元素 V、Ti、Nb 等由于其独特的作用而在钢中特别是在低合金高强度钢中得到了广泛的应用，其作用主要体现在细化晶粒、析出强化、提高回火抗力等方面。微合金化元素 V、Ti、Nb 等和 C、N 具有极强的亲和力，与之形成极为稳定的碳化物或碳氮化物。同 Fe_3C 等碳化物一样，这些微合金化元素碳化物可以捕集氢，从而影响氢在钢中的分布和扩散行为，因此，可利用微合金化元素来改善高强度钢的耐延迟断裂性能。

添加微合金化元素 V 对缺口拉伸延迟断裂试验结果的影响如图 7.5-12 所示。可见，①无论对含钒钢还是不含钒钢，随着试验料强度的提高，缺口拉伸临界应力 σ_C 降低，从而延迟断裂强度比 DFSR 下降。②随着钢中钒含量的提高，高温回火时弥散析出的碳化钒量和奥氏体化时未溶解的碳化钒量均增加，可以使更多的氢被碳化钒捕集，抑制可扩散性氢对延迟断裂抗力的不利影响，因而试验料的 DFSR 随强度的变化曲线整体上移。③在相同的强度水平下，试验料的 DFSR 随钒量的增加而提高。

图 7.5-13 是在 42CrMo 钢中添加不同 Ti 量的缺口拉伸延



(a) 强度的影响　(b) V的影响

图 7.5-12　添加微合金化元素 V 和 Nb 的 42CrMo 钢的缺口拉伸延迟断裂实验结果

（H－42CrMo：高洁净度 42CrMo 钢，对比料；V1：w(V)0.12；V2：w(V)0.27）

(a) 强度的影响　(b) Ti的影响

图 7.5-13　添加微合金化元素 Ti 的 42CrMo 钢的缺口拉伸延迟断裂实验结果

（H－42CrMo：高洁净度 42CrMo 钢，对比料；T1：w(Ti)＝0.01；T2：w(Ti)＝0.04；T3：w(Ti)＝0.10）



迟断裂试验结果。同前述添加V元素的42CrMo钢的试验结果一样，随着强度的提高，添加不同Ti含量试验料的延迟断裂强度比DFSR降低；提高钢中Ti含量，DFSR随强度的变化曲线整体上移；在相同的强度水平下，随着Ti含量的增加，DFSR逐渐提高，但当Ti含量$w(\mathrm{Ti})$超过约0.04%后，DFSR提高的幅度减缓甚至不再提高。

根据上述设计原则所设计的钢种在实验室经多轮研究和验证实验后，按照目前先进的合金结构钢的冶金生产工艺流程进行了工业试制：电炉－炉外精炼（LF＋VD）－铸锭－开坯－合金钢棒线材控轧控冷。下面以所设计的1 300～1 500 MPa级ADF1（42CrMoVNb）钢为例进行介绍。表7.5-1为ADF1钢的化学成分。

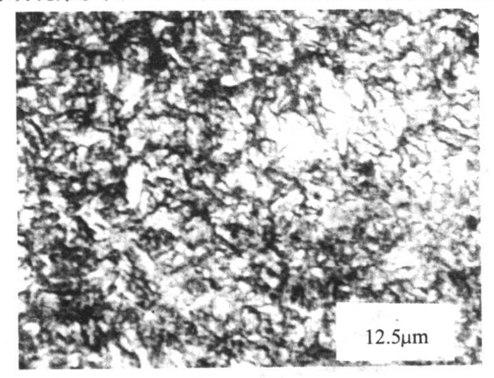
表7.5-1 ADF1钢的化学成分（质量分数） %

钢号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb
ADF1	0.43	0.14	0.30	0.003	0.001	1.10	0.52	0.33	0.04
ADF1设计范围	0.37/0.44	<0.20	0.20/0.50	<0.010	<0.010	1.00/1.30	0.40/0.60	0.10/0.30	0.01/0.05

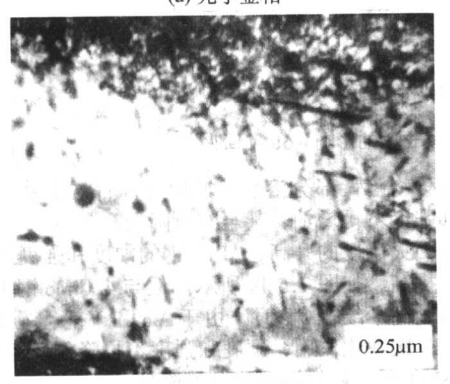
2.2 微观组织和力学性能特征

2.2.1 微观组织

ADF1钢的淬火组织为板条马氏体和少量孪晶马氏体及少量的残余奥氏体。由于试验钢的合金元素含量较低，因而钢中的残余奥氏体量很少（体积分数不超过3%）。在回火加热时，亚稳的马氏体和残余奥氏体都将发生转变。与42CrMo钢相比，ADF1钢能够在较高的回火温度下保持比较细小的碳化物质点。回火温度升高到约600℃时，析出弥散的V和Mo的合金碳化物而产生二次硬化。进一步升高回火温度，合金碳化物逐渐失去原析出时与基体的共格关系，产生过时效现象。图7.5-14为ADF1钢的典型微观组织形貌。



(a) 光学金相



(b) TEM

图7.5-14 ADF1钢的微观组织（600℃回火）

2.2.2 相变点与转变曲线

用Formaster热膨胀仪测定的ADF1钢在各种温度范围内的膨胀系数见表7.5-2，相变点见表7.5-3。综合应用热分析法、金相法和膨胀法得出ADF1试验钢的奥氏体连续冷却转变图和等温冷却转变图（图7.5-15）。与42CrMo钢相比，ADF1钢的贝氏体转变被明显推迟，贝氏体转变区域有所缩小。

表7.5-2 ADF1钢的线胀系数 $10^{-6}\mathrm{K}^{-1}$

20～100℃	20～200℃	20～300℃	20～400℃	20～500℃	20～600℃	20～700℃
11.38	12.94	13.68	14.55	15.06	15.50	15.51

表7.5-3 ADF1钢的相变点 ℃

钢种	A_{c1}	A_{c3}	A_{r1}	A_{r3}	M_s	M_f
42CrMo	740	775	645	695	300	110
ADF1	740	805	660	735	340	200

2.2.3 晶粒尺寸长大趋势

奥氏体晶粒的长大主要表现为晶界的迁移，实质上就是原子在晶界附近的扩散。试验钢在不同加热温度下奥氏体晶粒大小的变化如图7.5-16所示。随着加热温度的升高和保温时间的延长，晶粒长大。当加热温度超过950℃后，由于微合金元素钒的碳氮化物部分溶解，晶粒长大趋势较大。由于添加微合金元素钒和铌，ADF1钢的晶粒长大趋势明显小于对比的42CrMo钢，在较高的淬火温度下仍可获得细小的奥氏体晶粒。

Beck指出奥氏体晶粒直径和生长时间存在以下关系：

$$\frac{\mathrm{d}D}{\mathrm{d}t}=k\left(\frac{1}{D}\right)^{m-1} \tag{7.5-1}$$

积分上式可得到：

$$D_t^m-D_0^m=k(t-t_0) \tag{7.5-2}$$

式中，D_0为对应时刻t_0时初始晶粒直径，μm；D_t为对应时刻t时晶粒直径，μm；m为取决于D/D_0值的指数；$k=k_0\exp(-Q/RT)$；Q为激活能，kJ/mol；R为气体常数；T为热力学温度，K。

将k值代入式（7.5-2）并两边同时取对数：

$$\ln(D_t^m-D_0^m)=\ln[k_0(t-t_0)]-\frac{Q}{RT} \tag{7.5-3}$$

由于D_t/D_0都小于1.8，根据Novikov所述D_t/D_0-m的关系可取$m=5$。作$\ln(D_t^m-D_0^m)-1/T$图，图形呈直线，用其斜率即可求得Q值，如图7.5-17所示。按式（7.5-3）对数据进行回归处理，可得到试验钢的奥氏体晶粒直径与加热温度之间的关系分别为：

$$\mathrm{ADF1}:\ln(D_t^5-D_0^5)=73.952-76\,700/T \tag{7.5-4}$$

$$\mathrm{42CrMo}:\ln(D_t^5-D_0^5)=65.087-57\,600/T \tag{7.5-5}$$

对照式（7.5-3）可求出奥氏体晶界迁移的激活能分别为：

$$\mathrm{ADF1}:\ Q=76\,700R=637.7\ \mathrm{kJ/mol}$$

$$\mathrm{42CrMo}:\ Q=57\,600R=478.9\ \mathrm{kJ/mol}$$

可见，ADF1钢较42CrMo钢的奥氏体晶界迁移的激活能高出158.8 kJ/mol。

2.2.4 拉伸性能与硬度

淬火时的奥氏体化加热温度影响着奥氏体晶粒尺寸和合金元素在钢中的溶解分布状态，由此改变钢的淬透性和相变后的马氏体板条束尺寸，进而影响钢的力学性能。

由于升高淬火温度使奥氏体晶粒粗化，因此通常随着淬火温度的升高，钢的强度和塑性降低。当淬火温度低于1 000℃，ADF1钢的强度并非随淬火加热温度的升高而逐渐降低，如图7.5-18所示。这是由于一方面随着淬火温度的升高，



C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb
0.43	0.12	0.30	0.005	0.003	1.1	0.50	0.30	0.038

原始状态：退火 奥氏体化：925℃,5min 晶粒度：11.5级

(a) 连续冷却转变图

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Nb
0.43	0.12	0.30	0.005	0.003	1.10	0.50	0.30	0.038

原始状态：退火 奥氏体化：925℃,5min 晶粒度：

(b) 等温转变图

图 7.5-15 ADF1 钢的过冷奥氏体连续冷却转变图和等温转变图

图 7.5-16 加热温度对奥氏体晶粒平均大小的影响

图 7.5-17 ln（$D_t^5-D_0^5$）与 1/T 的关系

(a) 对强度和硬度的影响

(b) 对塑性和冲击吸收功的影响

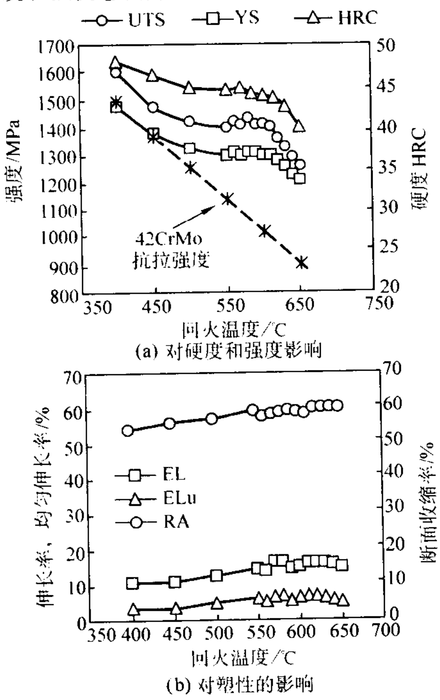
图 7.5-18 加热温度对 ADF1 钢强度、硬度和塑性、冲击功的影响（610℃回火）

Cr、Mo、V 和 Nb 元素的合金碳化物逐渐溶解，奥氏体基体中的合金度也逐渐增高，合金元素在奥氏体中的均匀度亦逐渐提高。淬火之后，马氏体中的碳和合金元素的过饱和度增大，回火时析出碳化物的数量相应增加。另一方面，随着淬火温度的升高，奥氏体晶粒尺寸增大，相变后的马氏体板条束尺寸增大。因而综合作用的结果是，在 1 000℃以下，随着淬火温度的提高，试验钢的硬度和强度逐渐提高，塑性和韧性降低，而其中冲击吸收功降低的幅度更大，如图 7.5-18 所示。当淬火温度超过约 1 000℃后，主要强化元素 Mo 和 V 的合金碳化物已大部分溶解，此时由于晶粒长大，ADF1 钢的硬度和强度不再增加，甚至有所降低。

随着回火温度的升高，ADF1 钢的硬度和强度逐渐降低，塑性逐渐提高，如图 7.5-19 所示。但与 42CrMo 钢不同的是，当回火温度高于约 500℃时，由于 Mo 和 V 合金碳化物的析出，产生二次硬化作用，硬度和强度不再降低，但回火温度超过约 620℃时，硬度和强度急剧降低。

图 7.5-20 是不同淬火温度后二次硬化效应的比较。可见，在 610℃左右时二次硬化达到峰值，同时二次硬化量随

淬火温度的升高而明显增加。当回火温度高于约 620℃时，合金碳化物逐渐聚集并长大，对位错运动阻碍作用大大减弱，使硬度和强度急剧降低。



(a) 对硬度和强度影响

(b) 对塑性的影响

图 7.5-19 回火温度对 ADF1 钢硬度、强度和塑性的影响

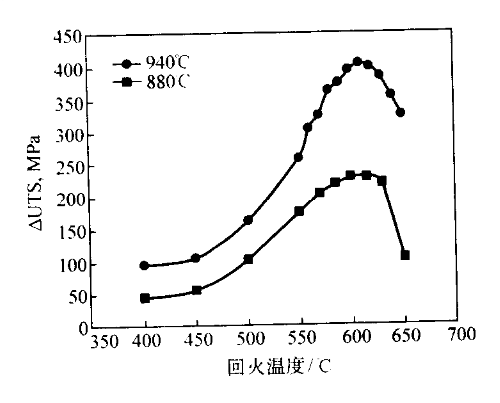


图 7.5-20 不同淬火温度后二次硬化效果比较

（ΔUTS = 相同回火温度下 ADF1 钢的抗拉强度与 42CrMo 钢抗拉强度之差）

在单轴拉伸应力 - 应变曲线上，均匀塑性变形阶段的应力 σ 与应变 ε 之间符合 Hollomon 关系式：

$$\sigma = K\varepsilon^n \tag{7.5-6}$$

式中，n 为形变强化指数；K 为强度系数，是应变等于 1.0 时的应力。n 反映了材料抵抗继续塑性变形的能力，是表征材料形变强化的性能，它在数值上等于形成缩颈时的均匀应变量。随着回火温度的升高，Cr - Mo - V 钢的 n 和 K 均显著降低，但当回火温度超过约 450℃后，n 和 K 的变化趋于平缓，如图 7.5-21 所示。

可见，比较理想的热处理制度为：淬火温度 940℃，回火温度 610℃。当然，根据需求，可对淬火和回火温度进行适当的调整。

2.2.5 韧性和缺口敏感性

ADF1 钢的韧性随回火温度的变化如图 7.5-22 所示。在二次硬化峰附近，韧性有所降低，这主要与共格析出的合金碳化物在晶格中造成的较大的畸变有关。当进一步升高回火温度时，合金碳化物逐渐失去与基体的共格关系，开始聚集长大，韧性得到恢复。在高于二次硬化回火温度区间回火时，冲击吸收功降低是二次硬化钢的普遍现象。这与基体共格的合金碳化物失去共格关系及合金碳化物的类型转变等有关。

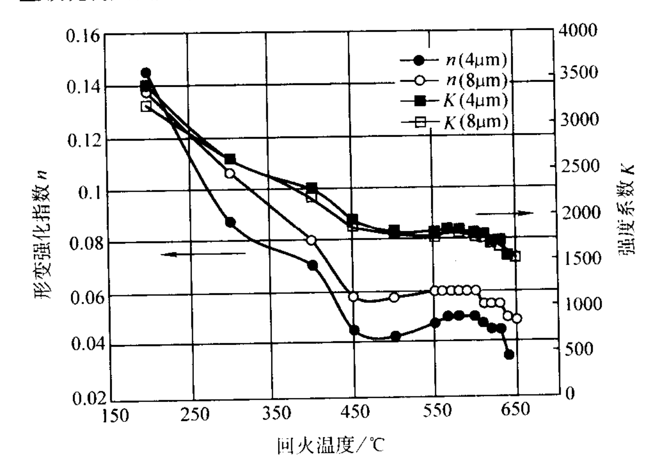


图 7.5-21 ADF1 钢的形变强化指数 n 和强度系数 K 随回火温度和晶粒尺寸的变化

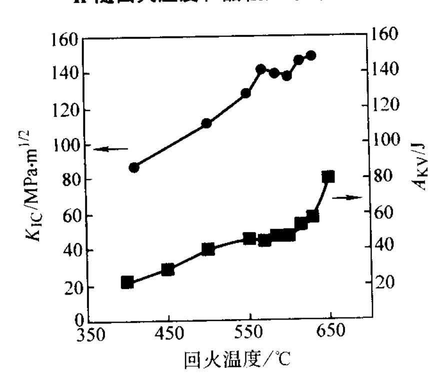


图 7.5-22 回火温度对韧性的影响

K_{IC}和 A_{KV}都是材料的韧性指标，都具有衡量韧性的共性。从图 7.5-22 可以看出，二者随回火温度的变化规律基本一致。对 ADF1 钢 K_{IC}与 A_{KV}试验数据的进一步分析表明，二者符合 Roffe - Novak 提出的经验关系式：

$$\left(\frac{K_{IC}}{\sigma_s}\right)^2 \times 10^3 = 371.3\left(\frac{A_{KV}}{\sigma_s}\right) - 2.36 \tag{7.5-7}$$

可见，ADF1 钢的断裂韧性 K_{IC}可由屈服强度 σ_s 和冲击吸收功 A_{KV}求出，例如知道 ADF1 钢的常规力学性能 σ_s 和 A_{KV}，就可以由上式大体上估算出 K_{IC}值。

对于 ADF1 钢，通过改变奥氏体化温度和快速循环热处理可获得不同的原奥氏体晶粒尺寸。图 7.5-23 是 ADF1 钢不

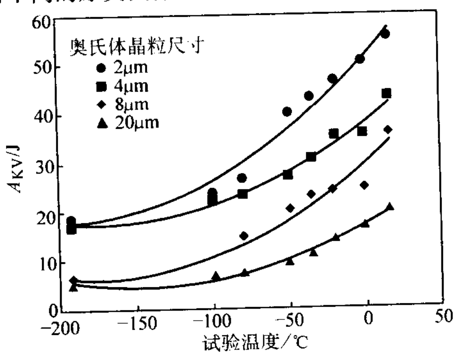


图 7.5-23 不同晶粒尺寸 Cr - Mo - V 钢 V 形 Charpy 试样冲击能量随实验温度的变化

同原奥氏体晶粒尺寸的夏比V形冲击试样在-192~20℃温度范围内冲断吸收的冲击能量变化。ADF1钢的韧脆转变温度 T_K（此处定义 A_{KV} = 20 J时对应的温度作为 T_K）与马氏体板条束宽度 D_p 的关系符合Petch提出的关系式：

$$T_K = 319.5 - 135.7\ln D_p^{-1/2} \quad (7.5\text{-}8)$$

可见，常规处理后ADF1钢（奥氏体晶粒尺寸约8 μm）的韧脆转变温度约为-40℃，通过细化奥氏体晶粒能够明显改善ADF1钢的韧性，特别是韧脆转变温度。

由于ADF1钢中的Mo元素含量较高，因而抑制了钢回火脆性，即ADF1钢冲击试样调质处理时炉冷、空冷和水冷后的冲击功值基本一致，见表7.5-4。从表中还可以看出，缺口深度为5 mm的U形冲击试样与缺口深度为2 mm的Charpy V形冲击试样的冲击吸收功值均为36.0 J，远高于标准要求。

表7.5-5是ADF1钢与4140、4340等高强度钢经淬火+中高温回火后强韧性的比较。可见，ADF1钢的强韧性配合优于相同强度级别的马氏体钢。

表 7.5-4 冷却方式对ADF1钢冲击吸收功的影响

热处理制度	940℃×30 min，油淬-450℃×2 h			940℃×30 min，油淬-600℃×2 h			
冷却方式	炉冷	空冷	水冷	炉冷	空冷	水冷	空冷
A_{KV}/J	25.3	24.5	23.7	35.0	36.0	35.0	A_{KU}[①]36.0

① 缺口深度为5 mm的U形冲击试样试验结果。

表 7.5-5 几种低合金马氏体钢的强韧性

钢号	淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
42CrMo	850	430	1 540	1 390	9.0	40.0	8.0	71
		500	1 325	1 205	12.0	45.0	20	89
		550	1 235	1 140	14.0	48.0	34	100
4130	860	260	1 500	1 275	11.5	40.0	14	—
4340	845	425	1 500	1 365	14.0	48.0	16	—
D6-A	845	540	1 450	1 410	13.0	45.5	26	—
ADF1	935	400	1 550	1 440	11.0	53.5	22	87
		585	1 400	1 430	15.0	58.0	47	139[①]
		630	1 320	1 260	15.0	58.0	53	146[①]

① 试样厚度不能满足平面应变要求。

高强度钢对缺口比较敏感，要求具有较低的缺口敏感性。表7.5-6为ADF1钢和42CrMo钢的缺口敏感性试验结果，表中缺口敏感度 $NSR = \sigma_{bN}/\sigma_b$（$\sigma_{bN}$为缺口试样的抗拉强度，$\sigma_b$ 为光滑试样的抗拉强度，NSR 值越大表示缺口敏感性越小）。常用的机械制造用钢42CrMo的回火温度多为500~550℃，其 NSR 值为1.34~1.41。ADF1钢由于具有良好的塑性和韧性，在较宽的回火温度范围500~630℃可获得1 300 MPa以上的强度，而其 NSR 值为1.49~1.62，明显高于42CrMo钢，即具有低的缺口敏感性。

缺口试样偏斜拉伸试验，因在试样上同时有拉伸和弯曲复合作用，故其应力状态更硬，缺口截面上应力更不均匀，因而能显示材料的高缺口敏感状态。这种方法对于高强度螺栓的选材和热处理工艺优化很合适。因为螺栓是带缺口机件，工作时难免有偏斜。表7.5-7是缺口试样偏斜拉伸试验结果。显然，ADF1钢对偏斜的敏感性同样小于42CrMo钢。

表 7.5-6 ADF1钢和42CrMo钢的缺口敏感性（正拉伸）

钢号	淬火温度/℃	回火温度/℃	σ_b/MPa	σ_{bN}/MPa	NSR
42CrMo	850	430	1 540	1 680	1.12
		470	1 410	1 780	1.26
		500	1 325	1 773	1.34
		550	1 240	1 793	1.41
		600	1 125	1 703	1.51
ADF1	930	410	1 610	2 103	1.31
		500	1 430	2 130	1.49
		550	1 390	2 150	1.55
		600	1 410	2 153	1.54
		630	1 310	2 117	1.62
		650	1 175	1 967	1.67

表 7.5-7 ADF1钢和42CrMo钢的缺口敏感度（偏斜拉伸）

钢种	热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{bN}(0°)/\sigma_b$	$\sigma_{bN}(4°)/\sigma_b$	$\sigma_{bN}(8°)/\sigma_b$
ADF1	600℃	1 410	1.54	1.09	0.65
42CrMo	550℃	1 240	1.41	0.74	0.36

2.2.6 疲劳性能

光滑试样和缺口试样的旋转弯曲疲劳试验结果见表7.5-8。通常用疲劳缺口因子或疲劳缺口敏感度来衡量材料疲劳性能对缺口的敏感性。表中疲劳缺口因子 K_f 定义如下：

$$K_f = \sigma_{-1}/\sigma_{-1N} \quad (7.5\text{-}9)$$

疲劳缺口敏感度 q_f：

$$q_f = \frac{K_f - 1}{K_t - 1} \quad (7.5\text{-}10)$$

式中，σ_{-1} 为光滑试样的旋转弯曲疲劳极限（应力比 $R = -1$）；σ_{-1N} 为缺口试样的旋转弯曲疲劳极限；K_t 为理论应力集中系数，根据本试验缺口疲劳试样的缺口几何形状可查得 $K_t = 2.3$。可见，与42CrMo钢相比，ADF1钢有高的疲劳抗力和低的疲劳缺口敏感性。

表 7.5-8 旋转弯曲疲劳试验结果

钢种	热处理工艺	σ_b/MPa	σ_{-1}/MPa	σ_{-1}/σ_b	σ_{-1N}/MPa	K_f	q_f
ADF1	940℃淬火，600℃回火2 h	1 400	738.0	0.527	446.0	1.65	0.50
42CrMo	860℃淬火，550℃回火2 h	1 310	635.9	0.485	343.5	1.85	0.65

2.2.7 冷加工性

由于螺栓生产中大都需要镦头，因此螺栓钢大多为冷镦钢，要求有良好的冷加工性能。ADF1和42CrMo钢分别经750℃×6 h、750℃×3 h的球化退火处理后，进行冷镦试验。表7.5-9中虽然前者的硬度高于后者，但其不发生破裂的临界压缩变形量却仍然高于前者。较低的P、S等杂质元素含量是ADF1钢具有优良冷加工性能的主要原因。

表 7.5-9 ADF1钢和42CrMo钢的冷加工性能

钢种	退火工艺	硬度 HB	临界压缩变形量/%
ADF1	750℃×6 h，FC	218	77.4
42CrMo	750℃×3 h，FC	198	74.3



2.3 延迟断裂行为

采用恒载荷缺口拉伸延迟断裂试验和改进的 WOL 型应力腐蚀试验来评定 ADF1 钢的耐延迟断裂性能。实验溶液分别为 pH = 3.5 ± 0.5 的 Walpole 缓蚀液（盐酸 + 醋酸钠 + 去离子水或蒸馏水）和 3.5% 的 NaCl 水溶液。

如 σ_f 为发生断裂的最小应力，σ_n 为在规定的截止时间 t_c（取 t_c = 200 h）内不发生断裂的最大应力，则定义缺口拉伸临界应力 σ_c 为：

$$\sigma_c = 1/2(\sigma_f + \sigma_n) \tag{7.5-11}$$

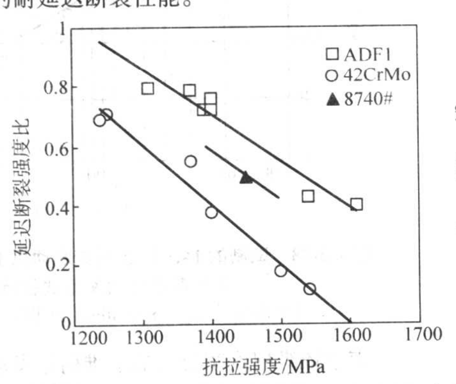
为使试验值与实际值相差小于 10%，要求

$$\sigma_f - \sigma_n \leqslant 0.2\sigma_c \tag{7.5-12}$$

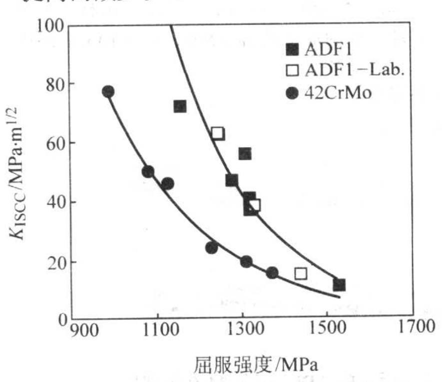
如上述条件不满足，则需再做试验。大气中拉伸试验可获得缺口强度 σ_n，用 σ_c 和 σ_n 的比值 σ_c/σ_N（延迟断裂强度比）来评价试验钢的耐延迟断裂性能。

用改进的 WOL 型恒位移试样测量裂纹止裂的临界应力强度因子 K_{ISCC}。试样预制 1～2 mm 的疲劳裂纹后，用螺钉加载后浸入室温的 3.5% NaCl 水溶液中。用读数显微镜测量裂纹长度 a 并计算裂纹扩展速率 da/dt，当 $da/dt \leqslant 1.0 \times 10^{-9}$ m/s 时终止实验。根据止裂后的裂纹长度和所加恒位移就可求出 K_{ISCC}。

将各种强度水平下的负荷应力 - 断裂时间曲线整理、计算后可得延迟断裂强度比 DFSR 与抗拉强度的关系，如图 7.5-24a）所示。可见，随着抗拉强度的升高，试验钢的延迟断裂强度比均明显降低；在相同的强度水平下，ADF1 钢的延迟断裂强度比明显高于 42CrMo 钢和 AISI 8740 钢。试验钢的应力腐蚀临界应力强度因子 K_{ISCC} 和屈服强度 σ_s 随回火温度的变化如图 7.5-24b）所示。同样，在相同的强度水平下，ADF1 钢的 K_{ISCC} 明显高于 42CrMo 钢，但这种差别随着强度的提高而减少。



(a) 缺口拉伸延迟断裂强度比随抗拉强度的变化

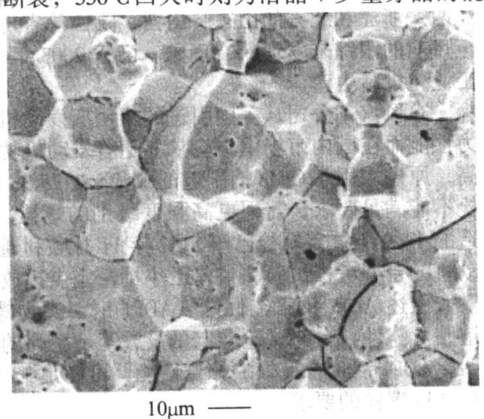


(b) K_{ISCC} 随屈服强度的变化

图 7.5-24 ADF1 钢的缺口拉伸延迟断裂强度比和 K_{ISCC} 随强度的变化

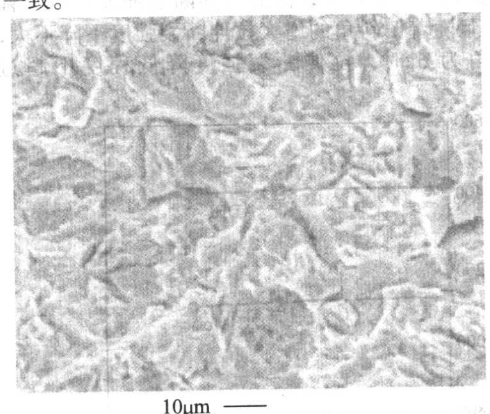
对缺口拉伸试样断口上裂纹源区的 SEM 观察表明，ADF1 钢在 410℃ 回火时为典型的沿晶断裂，随着回火温度的升高，断口中穿晶断口所占的比例逐渐增加，600℃ 回火时为穿晶 + 少量沿晶的混合型断裂，630℃ 回火时为穿晶 + 极少量沿晶断裂的混合型断裂。而对 42CrMo 钢，在 430℃ 时为典型的沿晶断裂，550℃ 回火时则为沿晶 + 少量穿晶的混合型断裂。图 7.5-25 是 ADF1 和 42CrMo 钢在不同回火温度下的典型缺口拉伸延迟断裂裂纹源区的断口形貌。

对 WOL 型应力腐蚀试样断口上应力强度因子 K 接近 K_{ISCC} 区域的观察结果表明，ADF1 钢和 42CrMo 钢的断裂机制随回火温度的变化规律与上述缺口拉伸延迟断裂试样基本一致。



10μm

(a) 450℃，σ_a = 415 MPa，t = 94 h



10μm

(b) 600℃，σ_a = 1 870 MPa，t = 143 h

图 7.5-25 42CrMo 钢（a）和 ADF1 钢（b）的典型缺口拉伸延迟断裂断口形貌

（裂纹源区，σ_b = 1 400 MPa）

3 工业应用及其前景

新型耐延迟断裂高强度钢可应用于制造高强度紧固件、轴类等对耐延迟断裂性能有较高要求的机械零部件。紧固件属于非常重要又量大面广的三大基础零部件，例如一部汽车所使用的紧固件多达 2 000 多个，一架洛克霍德 C5A 运输机需用 226 万多个紧固件，而高强度紧固件对延迟断裂的要求又最为苛刻。

由于在钢种设计时已考虑到要满足现有高强度螺栓的主要生产工艺的要求，因此用 ADF1 钢制造高强度螺栓，其主要生产工艺与目前大量生产的 10.9、12.9 级高强度螺栓的工业生产工艺相当。

13.9级和14.9级超高强度螺栓实物的力学性能见表7.5-10。表中同时给出了GB/T 3098.1《紧固件机械性能—螺栓、螺钉和螺柱》中对12.9级螺栓的性能要求。可见，新型高强度螺栓的强度达到了13.9级和14.9级螺栓的要求，并且具有良好的强韧性配合。图7.5-26是拉伸断裂的14.9级螺栓，断裂部位正常。

表7.5-10　13.9级和14.9级螺栓实物力学性能

级别	σ_b①/MPa	硬度① HRC	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	A_{KV}/J
12.9级	—	39	1 200	1 080	8.0	—	15
13.9级②	1 420	43.5	1 350	1 290	14.0	59.0	56
14.9级③	1 510	45.8	1 500	1 400	12.5	51.0	—

① 为实物螺栓测定结果，其余为同实物螺栓同批处理的标准拉伸（$l_0 = 5d_0$，$d_0 = 5$ mm）和夏比V形冲击试样（13.9级螺栓）或实物螺栓车削加工的 $l_0 = 5d_0$，$d_0 = 10$ mm试样的测定结果（14.9级螺栓）。

② 南京跃进汽车公司测定。

③ 东风汽车公司测定。

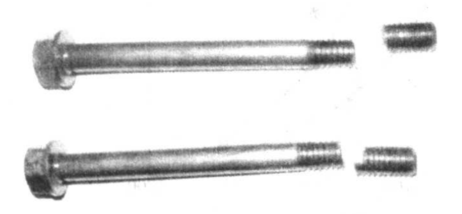


图7.5-26　拉伸断裂的ADF1钢制14.9级螺栓

保证载荷试验是考验螺栓在加载一定负荷后抵抗变形的能力。按照GB/T 3098.1进行保载试验，保载应力 $S_p = 0.88\sigma_{0.2}$，保证载荷为 $A_s \times S_p$（A_s 为螺纹的应力截面积）。试验结果表明，加载前后螺栓长度无变化（测量误差 ±12 μm），满足高强度螺栓的要求。

图7.5-27是13.9级螺栓和10.9级螺栓（M10×1.25）的斜拉伸实验结果。实验参照GB/T 3098.1规定进行。可见，与10.9级螺栓相比，13.9级螺栓的拉伸断裂强度有较大幅度的提高，而且随着偏斜角的增大拉伸断裂强度下降不大，例如当偏斜角为6°时，拉伸断裂强度降低程度不超过0.8%。

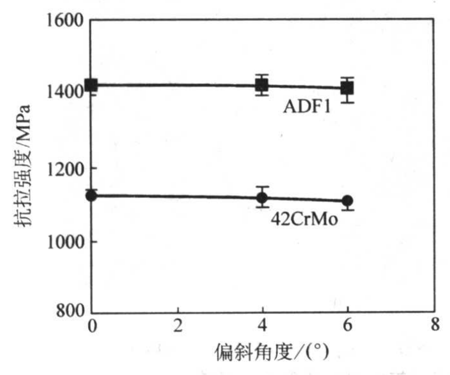


图7.5-27　实物螺栓（M10×1.25）斜拉伸实验结果

图7.5-28是14.9级康明斯发动机B系列试制缸盖螺栓的疲劳曲线。图中同时给出了康明斯发动机原件缸盖螺栓（12.9级）的试验结果。结果表明，ADF1钢制造的上述螺栓具有良好的疲劳性能。

试制的14.9级康明斯发动机缸盖螺栓在自制的夹具上加载后，于2002年5月始在国防科技工业自然环境试验研究中心江津实验站进行了自然环境延迟断裂试验，目前试验情况良好，未发现断裂。

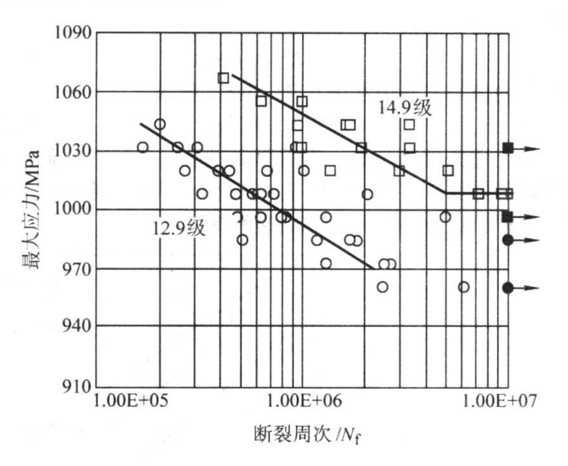


图7.5-28　试制的14.9级康明斯发动机B系列缸盖螺栓与康明斯原件的疲劳试验结果

（平均应力 $\sigma_m = 890$ MPa，试验频率130 Hz）

南京依维柯汽车公司的依维柯车发动机前悬挂螺栓原先用40Cr或42CrMo钢制的10.9级螺栓，规格为M10×1.25，在使用中多次出现断裂，要求将规格变为M12×1.25。现用ADF1钢制的13.9级螺栓，规格仍为M10×1.25。由于该螺栓用于外挂件，对耐延迟断裂性能要求苛刻。力学计算表明，在负荷相同的情况下，当螺栓尺寸由M12×1.25变为M10×1.25时，应力增加50%。这表明13.9级螺栓在应用试验中可得到与其级别相应的应力考核。用上述13.9螺栓先后两次装车均顺利通过了1.5万公里可靠性道路试验，并于2002年5月起先后两批进行了小批量装车在南方的江苏、江西、浙江和北方的山东、山西、陕西等省份定点投放，截至目前的跟踪未发现断裂现象。已于2003年10月正式投入工业化批量生产。

东风汽车公司从美国引进的康明斯发动机因其优良的动力性能而在国内市场供不应求。随着发动机功率的进一步提高，原先采用42CrMo钢制造的M12×1.75的12.9级缸盖螺栓不能满足要求，需用更高强度级别的螺栓。用ADF1钢制造的14.9级缸盖螺栓已于2002年11月顺利通过了康明斯发动机的台架考核试验，目前已小批量定点投放。

上述ADF1钢工艺性能、ADF1钢制实物螺栓服役性能、道路可靠性、台架试验和定量投放等一系列的试验结果均表明，ADF1钢具有良好的综合性能，可满足13.9级和14.9级高强度螺栓的要求。

编写：惠卫军（钢铁研究总院）
翁宇庆（钢铁研究总院）



参考文献

1 翁宇庆等．超细晶钢－钢的组织细化理论与控制技术．北京：冶金工业出版社，2003

2 Setsou Takaki，Ultra grain refining of iron and the mechanism of grain refining strengthening，新一代钢铁材料研讨会（NG Steel 2001），中国金属学会，2001．11，92～99

3 王学敏．组织细化的控制相变技术机理研究．金属学报，2002，38（6）：661～666

4 Beynon．J H，Gloss R．and Hodgson P D．，The production of ultrafine equiaxed ferrite in a low carbon microalloyed steel by thermomechanical treatment，Mater．Forum，1992，16：37～42

5 Hodgson P D．，Hickson M R．and Gibbs R K．，The production and mechanical properties of ultrafine ferrite，Mater．Sci．Forum，1998，284～286：63～72

6 Sun Z Q．，Yang W Y．，Ji Q Q．，et al，Deformation enhanced transformation and dynamic recrystallization of ferrite in a low carbon steel during multipass deformation，Mater．Sci．Eng．，2002，A334：201～206

7 孙新军．微合金钢变形诱导铁素体相变的研究．北京钢铁研究总院博士后研究报告，2003，p．94

8 董瀚，孙新军，刘清友，翁宇庆．变形诱导铁素体相变－现象与理论．钢铁，2003，38（10）：56

9 Garcia C I，Lis A K，Pytel S M，Deardo A J．Ultra－low carbon bainitic steel plate steels：Processing，microstructure and properties．Transactions of the Iron & Steel Society of AIME，1992，13：103～112

10 Krauss G，Thompson S W．Overview of Low－carbon steel microstructures．In：Microstructure LCS' 94，Tokyo：ISIJ，1994：1～6

11 Wang S，Kao P W．Effect of alloying elements on the structure and mechanical properties of ultra low carbon bainitic steels．J Mater Sci，1993，28：5169～5175

12 He X，Yang S，Zhou T．THERMEC'97 Int．Conf．on Thermomechanical Processing of Steel and other Materials，ed．by T．Chandra and T．Sakai，TMS，Warrendale，PA，（1997），443

13 He X L，Djahazi M，Joans J J，Jackman J．The Non－equilibrium Segregation of Boron During The Recrystallization of Nb－treated HSLA Steels．Acta Metall．Mater，1991，39（11）：2295～2308

14 Djahazi M，He X L，Jonas J J，Sun W P．Nb（C，N）Precipitation and Austenite Recrystallization in Boron－Containing HSLA Steels．Metallurgical Transactions，1992，23A：．2111～2120

15 Djahazi M．，He X L．，Jonas J J，Sun W P．．Influence of Boron on the Nature and Distributions of Strains Indueed Precipitation in（Ti，Nb）HSLA Steels，Materials Science and Technology，1992，8：628～635

16 Zhou G，Wen M，Li P，He X．The Influnce of Cu，B content on strain induced Nb（C，N）precipitates during hot deformation in an ULCB steel．*Acta Metall．Sin．*（*English letter*）．，2000，13：623～628

17 张树松，仝爱莲．钢的强韧化机理与技术途径．北京：兵器工业出版社，1995

18 中裹福和，高强度钢の迟れ破坏克服へのァプローチ．熱處理，1995，35（3）：133～137

19 Tomita Y and Okawa T．Effect of Modified Heat Treatment on Mechanical Properties of 300M Steel．Mater．Sci & Technol．，1995，11：245～251

20 Tomita Y．Mechanical Properties of Modified Heat Treated Silicon Modified 4330 Steel．*Mater．Sci & Technol．*，1995，11：259～263

21 刘东雨．1 500 MPa 级低碳无碳化物贝氏体/马氏体复相钢的研究．［博士学位论文］．北京：清华大学材料科学与工程系，2002

22 常开地．贝氏体/马氏体复相高强钢延迟断裂机理的研究．［博士学位论文］．北京：清华大学材料科学与工程系，2002

23 韦东远．新型 B/M 复相高强钢疲劳及腐蚀疲劳特性研究．［博士学位论文］．北京：清华大学材料科学与工程系，2003

24 美国金属学会．金属手册，第九版，第八卷，力学性能试验．北京：机械工业出版社，1994．623～685

25 Nam W J，Choi H C．Effects of Silicon，Nickel，and Vanadium on Impact Toughness in Spring Steels．Mater．Sci．&Tech．，1997，13（7）：568～574

26 康大韬，郭成熊编译．工程用钢的组织转变与性能手册．北京：机械工业出版社，1992

27 胡达新，王家军，杨志刚等．Mn－B 系空冷贝氏体钢转变动力学及组织研究．汽车技术，1995，（1）：27～30

28 陈颜堂．高强高韧空冷贝氏体钢的接触疲劳机制及其冲击磨损性能．［博士学位论文］．北京：清华大学材料科学与工程系，2001

29 方彰炎．钢轨的伤损及防治．钢铁钒钛，1990，11（4）：75

30 徐罗平等．进口钢轨核伤原因分析．理化检验－物理分册，1997，33（4）：35

31 惠卫军，董瀚，翁宇庆．高强度螺栓钢的发展动向．机械工程材料，2002，26（11）：1～4，38

32 惠卫军．高强度螺栓钢延迟断裂行为的研究．钢铁研究总院博士学位论文，2003

33 惠卫军，董瀚，翁宇庆等．1 300 MPa 级高强度螺栓钢．钢铁，2002，37（3）：37～42

34 惠卫军，董瀚，翁宇庆等．回火温度对 Cr－Mo－V 系高强度钢力学性能的影响．金属学报，2002，38（10）：1009～1014

35 櫛田隆弘，松本斉，中里福和．高強度鋼の遅れ破壊を科学する昇温水素分析技術．住友金属，1998，50（3）：25～30

36 土田武広，原徹，津崎兼彰．V 添加高強度鋼の水素吸収挙動と微細組織の関系．鉄と鋼，2002，88（11）：771～778

37 Li G F，Wu R G，Lei T C．Carbide－Matrix Interface Mechanism of Stress Corrosion Cracking Behavior of High－Strength CrMo Steels．Metall．Trans．A，1992，23A（10）：2879～2885


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET

中 国 材 料 工 程 大 典

CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

第2卷 钢铁材料工程（上）

第



篇

镍基和铁镍基耐蚀合金

主 编 康喜范

编 写 康喜范

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会





第1章 概　　述

纯镍是一种重要的应用于工业的原材料，它除具有良好的强度、塑韧性外，在卤族元素及其氢化物活泼性气体、苛性介质、不含氧和氧化剂的还原性酸介质中还具有良好的耐蚀性，因此纯镍作为耐蚀金属材料得到广泛应用。此外，由于提高耐蚀性的Cr、Mo、W、Cu、Si等元素在镍中的溶解度远大于在铁中的溶解度，因此可以通过合金化手段，发展一系列上述元素含量较高的镍基和铁镍基耐蚀合金，用以解决不锈钢不能胜任的特殊腐蚀环境所引起的腐蚀问题。

1　定义和分类

镍基耐蚀合金：以镍为基体（Ni含量（质量分数）≥50%）并含有其他合金元素且以耐蚀性为主要使用性能的一系列合金，称作镍基耐蚀合金。

根据合金系列的不同，可将镍基耐蚀合金区分成Ni-Cu、Ni-Cr-Fe、Ni-Mo、Ni-Cr-Mo、Ni-Cr-Mo-W、Ni-Cr-Mo-Cu等类型。

铁镍基耐蚀合金：以铁代替镍基耐蚀合金中部分镍，其镍含量介于不锈钢与镍基耐蚀合金之间，以耐腐蚀性能为主要特征的一系列合金，则称为铁镍基耐蚀合金，一般规定，合金中的Ni含量在30%～50%之间，w（Ni+Fe）≥50%。

按合金的化学成分特点亦可将铁镍基耐蚀合金区分成Ni-Fe-Cr、Ni-Fe-Cr-Mo、Ni-Fe-Cr-Mo-Cu等类型。

2　主要合金元素的作用

纯镍对可改善其耐蚀性的元素，例如Cr、Mo、Cu、W等具有较高的溶解度，可容纳更多数量的有效元素（单独加入或复合加入），因此可形成多种二元和多元合金，合金元素的作用不尽相同，这里仅定性地描述合金元素的作用，其对性能的定量影响，将在后续章节中予以详细介绍。

2.1　铬

铬是使镍成为不锈并在氧化性介质中具有良好耐蚀性的唯一合金元素。铬可强烈地改善镍在强氧化性介质中（例如HNO_3、H_2CrO_4和热浓H_3PO_4、湿法磷酸等）的耐蚀性，其耐蚀性随铬含量的提高而增加；铬赋予镍以高温抗氧化性能；铬提高镍在高温含硫气体中的耐蚀性。此外，在Ni-Mo二元合金中，铬可抑制有害的Ni_4Mo相的析出。在镍基和铁镍基耐蚀合金中，尽管有的合金中的铬含量（质量分数）已高达50%，但在通常合金中的铬含量为15%～35%。

2.2　钼

钼主要改善镍在还原性酸性介质中的耐蚀性，在盐酸、磷酸、氢氟酸、浓度≤60% H_2SO_4中，钼是使镍基合金具有良好的耐蚀性不可缺少的重要合金元素。在点蚀和缝隙腐蚀环境中，钼强烈提高镍基合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。工业二元Ni-Mo耐蚀合金中的钼含量（质量分数）高达28%；在Ni-Cr-Mo系耐蚀合金中，钼含量已达16%。此外，钼是一个固溶强化元素，对提高合金的强度和高温使用的超级合金亦是一重要的合金化元素。

2.3　钨

钨的行为类似于钼，主要改善镍基耐蚀合金耐点蚀和耐缝隙腐蚀等局部腐蚀性能。然而因为钨的原子重量较高，为达到相同的耐蚀性，钨的加入量应为钼的两倍，显著地增加了合金的成本，致使降低了钨的可利用性。然而在含钼为13%～16%（质量分数）的Ni-Cr-Mo合金中，加入3%～4%（质量分数）的W，使合金具有优异的耐局部腐蚀性能。

2.4　铜

铜能显著改善镍在非氧化性酸中的耐蚀性，特别是铜含量为30%～40%的蒙乃尔合金，在不通气的H_2SO_4中具有适用的耐蚀性，在不通气的全浓度的HF酸中，具有优异的耐蚀性。在Ni-Cr-Mo-Fe系统的铁镍基耐蚀合金中，加入2%～3%（质量分数）的Cu，使之在HCl、H_2SO_4和H_3PO_4中的耐蚀性得以明显改善。Cu亦改善Ni-Cr-Mo合金在HF酸中的耐蚀性。

2.5　铁

在镍基合金中，加入铁的主要目的是减少成本。然而，铁改善了镍基耐蚀合金在浓度>50%的H_2SO_4中的耐蚀性；在Ni-Mo合金中，铁抑制有害相Ni_4Mo的析出，减少了在Ni-Mo合金加工制作中的裂纹敏感性。此外，铁可增加碳在镍中的溶解度，因此可改善合金对晶间腐蚀的敏感性和提高其抗渗碳性能。

2.6　硅

在变形镍基耐蚀合金中，因硅具有稳定碳化物和有害金属间相的功能，必须严格控制，例如Ni-Cr-Mo-W合金（Hastelloy C-276），硅含量（质量分数）必须控制在0.08%以下。作为合金元素，其主要功能是提高合金在热浓硫酸中的耐蚀性，硅含量可高达9%～11%，以铸件形式应用于不同工业部门。

2.7　铌、钽

为减少镍基和铁镍基耐蚀合金的晶间腐蚀敏感性，加入Nb和Ta以防止有害的碳化物析出，在AOD引入镍基合金生产后，可将碳降到更低水平，似乎已没有必要再加入Nb和Ta，它们的另一重要作用是减少在焊接时的热裂纹倾向。

2.8　钛

钛是强烈碳化物形成元素，在镍基和铁镍基耐蚀合金中碳的溶解度较在铁基合金中低，即使在较低碳含量的情况下，也难于避免有害碳化物的析出，加入Ti可窃取合金中的碳，减少或抑制有害的$M_{23}C_6$和M_6C的析出，减少合金的晶间腐蚀敏感性。钛亦可作为时效强化元素，通过时效处理提高合金的强度。

2.9　铝

在耐蚀合金中，铝作为脱氧剂残留于合金中或为了使耐蚀合金具有时效强化反应达到提高强度目的而有意加入。铝的另一作用是在高温可形成致密黏附性好的氧化膜，提高了合金耐氧化、耐渗碳和抗氯化的性能。

2.10　氮

在铁镍基耐蚀合金中，氮可明显改善合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，甚至可达到相当于高镍耐蚀合金的水平。

3 镍基和铁镍基耐蚀合金的发展

正如上述，各种合金元素对镍的耐蚀性的改善具有不同的作用，单一加入和复合加入形成了各具性能特点的一系列耐蚀合金，随着工作环境的不同，为适应不同工业应用的需求又派生出一系列改进型牌号。镍基耐蚀合金的发展演变历程见图 8.1-1。最早应用和生产的镍基和铁镍合金见表 8.1-1，相应牌号的主要合金成分见表 8.1-2。

提高Cr、加Co、W
改善HAZ耐蚀性
合金33
合金G-3
合金G30
50Cr-50Ni
增加Cr、加N
降C、增加Mo
增加Cr、耐燃料灰腐蚀
合金825
增加Cr、Mo
合金G
加Mo、Cu耐氯化物和还原酸
合金690
800
800H
Corronel230
增加Cr、降C
耐氧化性酸和
耐SCC
Duranickel
301
增加Fe、提高Cr
提高抗渗碳和抗氧化性
Illium
提高Cr、耐HNO_3+HF和
耐高温氟
增加Cr、加Mo
加Cu
加Al时效硬化
降C
合金600
加Cr
Ni200
Ni201
降C
降Si
提高
热稳
定性
C-276
合金C
加Cr、Mo
耐氯化物、
耐氧化、还
原性介质
加Mo
合金B
加Cu耐还原酸及海水
增加Cr
降Fe、去W
防止μ相析出
合金686
降Si、降C、降Fe，提高热稳定性
Monel400
提高Cr、降低Mo
C-4
合金B-2
加Al、Ti
时效硬化
C-22
增加Cr、提高耐局
部腐蚀性能
加Cr、Fe，抑制Ni_4Mo
的析出
合金59
合金B-3
Monelk-500
降Si增加Fe，抑制Ni_4Mo
的析出
加Cu、耐HF酸
NS-35
合金B-4
加Cu、耐H_2SO_4
C-2000

图 8.1-1 耐蚀合金发展网络图

表 8.1-1 最早应用和生产的耐蚀合金

年代	国别	合金名称	化学成分（质量分数）
1905	美国	蒙乃尔合金	70%Ni-30%Cu
1914	美国	ILLium 合金	68%Ni-21%Cr-5%Mo-3%Cu
1920′	德国	Ni-Cr-Mo 合金	78%Ni-15%Cr-7%Mo
1920′	美国	HastelloyB	70%Ni-28%Mo
1930′	美国	HastelloyC	64%Ni-16%Mo-16%Cr-4%W
1945	美国	Carpenter20	Fe-20%Cr-30%Ni-3%Mo-3%Cu
1949	美国	Incoloy 800	Fe-20%Cr-30%Ni

表 8.1-2 图 8.1-1 所涉及的牌号的主要化学成分

合金名称			主要化学成分（质量分数）
国别	名 称	中国名称	
美国	Ni 200	N8	0.15%C-Ni
美国	Ni 201	N6	0.02%C-Ni
美国	Duranickel 301	—	0.2%C-4%Al-1%Ti-Ni

续表 8.1-2

合金名称			主要化学成分（质量分数）
国别	名 称	中国名称	
美国	Monel 400	MCu-28-2.5-1.5	Ni68Cu28Fe
美国	MonelK-500	—	Ni68Cu28AlTi
美国	Inconel 600	NS312	0Cr15Ni75Fe
美国	Corronel 230	NS314	0Cr35Ni65
美国	Inconel 690	NS315	0Cr30Ni60Fe10
美国	Incoloy 800	NS111	0Cr20Ni32AlTi
美国	Incoloy 800H	NS112	0Cr20Ni32AlTi
美国	Incoloy 825	NS142	0Cr21Ni42Mo2Cu2Ti
美国	Hastelloy G	—	0Cr22Ni47Mo6.5Nb2
美国	G-3	—	00Cr22Ni41Co5Mo7Cu2Nb
美国	G-30	—	00Cr30Ni40Co5Mo5Cu2Nb
德国	Alloy 33	—	00Cr33Ni31Mo2Cu1N0.5



续表 8.1-2

合金名称			主要化学成分（质量分数）
国别	名　称	中国名称	
美国	Hastelloy B	NS321	0Ni70Mo28Fe5V
美国	B-2	NS322	00Ni70Mo28Fe2
美国	B-3	—	00Ni65Mo29W3Cr2Fe2NbTi
美国	B-4	—	00Ni65Mo28Cr1Fe4Al
美国	Hastelloy C	NS333	0Cr16Ni60Mo16W4Fe5V
美国	C-276	NS334	00Cr16Ni60Mo16W4Fe5V
美国	C-4	NS335	00Cr16Ni65Mo16Ti
美国	C-22	—	00Cr21Ni60Mo13W3V
美国	Alloy686	—	00Cr21Ni54Mo16W4Fe5Ti
德国	Alloy 59	—	00Cr23Ni60Mo16Fe1Al
美国	Hastelloy 2000	—	00Cr23Ni55Mo16Fe3Cu1.5Al
美国	Inconel 625	NS336	0Cr21Ni58Mo9Nb3.5AlTi
中国	NS35	NS35	00Cr16Ni68Mo16Cu
美国	Illium R	—	0Cr21Ni68Mo5Cu3
美国	Illium G	—	0Cr21Ni56Mo6.5Cu6.5
美国	Illium 98	—	0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5

我国于 20 世纪 50 年代开始研究和大量生产 70Ni-28Cu 合金（MCu28-2.5-1.8），1961 年开始研究和生产含质量分数为 2%Mo 的 Ni-16Cr 耐蚀合金（00Cr16Ni76Mo2Ti），随后研制了 Ni-Mo、Ni-16Cr-16Mo-4W、Ni-35Cr 和铁镍基等一系列耐蚀合金，1975 年制订并颁布了我国第 1 个镍基和铁镍基耐蚀合金标准（YB687—75），在此基础上，于 1994 年制订了我国的耐蚀合金牌号标准（GB/T 15007—1994）和相应的冶金产品标准，即耐蚀合金棒（GB/T 15008—1994）、耐蚀合金热轧板（GB/T 15009—1994）、耐蚀合金冷轧板（GB/T 15010—1994）、耐蚀合金冷轧（拨）无缝管（GB/T 15011—1994）、耐蚀合金冷轧带（GB/T 15012—1994）。同时，1993 年修订并于 1994 实施两个耐蚀合金黑色冶金行业标准，即耐蚀合金焊丝（YB/T 5263—1993）和耐蚀合金锻件（YB/T 5264—1993）。至此，我国已形成较为系统的耐蚀合金标准，为产品生产和使用提供技术支持。

在耐蚀合金牌号标准中共列入 23 个牌号，其中铁镍基耐蚀合金 8 个、Ni-Cr 合金 5 个、Ni-Mo 合金 2 个、Ni-Cr-Mo 合金 7 个，Ni-Cr-Mo-Cu 合金 1 个。

4　耐蚀合金中的碳化物

耐蚀合金工业产品中，碳是必然存在的，由于碳在富镍合金中的溶解度很低，极易形成碳化物，所形成的碳化物类型与合金成分和所经受的热历史条件相关。

耐蚀合金中的碳化物可区分成一次碳化物和二次碳化物两种与形成条件相关的类型。

一次碳化物在凝固过程中形成于技状晶间区域的一种碳化物。这类碳化物包括 MC 型（M 为 Nb、Ti 和 Ta）和 M_6C 型（M 通常是 W 和 Mo）。一次碳化物在随后加工过程中不易溶解，将以治轧制方向串状排列形式存在。少量的一次碳化物存在于商业合金中是允许的，如果全部去除将是不经济的。大量的一次碳化物存在于合金中，对随后的加工制作和合金的性能将引起严重的不良后果，应设法避免。

二次碳化物是在加工过程中（焊接、热处理）和服役期间暴露于易析出碳化物的温度下所形成的。此类碳化物通常是晶间形的，在极个别条件下，在晶内沿滑移线和孪晶界出现。二次碳化物的类型和数量受固溶体中碳浓度、合金的稳定性、冷加工条件、晶粒尺寸所控制。二次碳化物的析出将影响合金的力学性能和耐蚀性能，尤以影响合金耐蚀性最为显著，其主要原因是这些碳化物富集了对耐蚀性有效的合金元素，造成局部区域有效合金元素的贫化。

4.1　Ni_3C

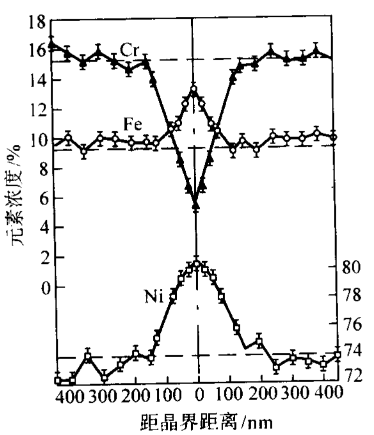
在含碳的纯镍中，可形成 Ni_3C，它是一种亚稳相，在一定条件下可分解成石墨致使镍石墨化，使晶界弱化并呈现脆性。降低碳含量和添加铜可减轻石墨化倾向和石墨化程度。

4.2　MC

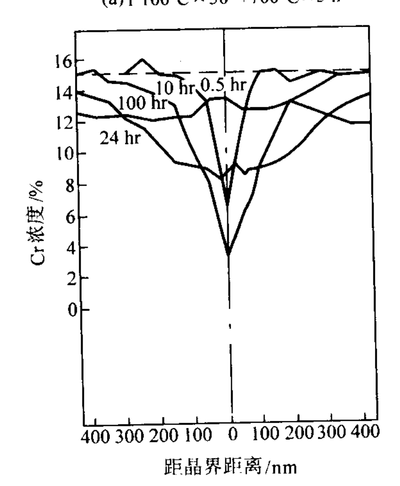
在含 Ti 和 Nb 的耐蚀合金中，MC 型碳化物是 NbC、TiC、TaC，在含有 Mo 和 W 的合金中，M 常常含有一些 Mo 和 W。氮可取代 MC 中的部分碳而形成 Nb（CN）和 Ti（CN）。在耐蚀合金中的 MC 是面心立方结构，每个晶胞含 8 个原子，即 4 个金属原子和 4 个碳原子。MC 是十分稳定的碳化物，它的形成可减少合金中的碳含量，可减少有害富铬碳化物的析出，从而提高了合金的耐晶间腐蚀能力。

4.3　Cr_7C_3

Cr_7C_3 是一种富铬碳化物，属六角（菱形）晶型，点阵常数 $a = 1.401$ nm，$c = 0.453$ nm，每个晶胞含 80 个原子，Cr56，C24。在低铬不含钼、钨元素的 Ni-Cr-Fe 耐蚀合金中，Cr_7C_3 是居统治地位的碳化物，$Cr_{23}C_6$ 型碳化物也可能出现，但很少。在 0Cr15Ni75Fe（Inconel 600）合金中，由于 Cr_7C_3 的析出，使其晶界附近产生贫铬区，随着在敏化温度时间的延长，贫化程度加剧，但足够长的敏化时间（100 h），由于铬的扩散使贫化区中的铬将得以补充，贫 Cr 区基本消失（图 8.1-2）。0Cr15Ni75Fe 合金在 700℃敏化 5 h，晶界的铬含



(a) 1 100°C × 30′+700°C × 5 h



(b) 1 100°C × 30′+700 × (0.5 h、10 h、24 h、100 h)

图 8.1-2　敏化态 0Cr15Ni75Fe（Inconel 600）的晶界贫 Cr 区

量（质量分数）由 15%降至 5%，敏化 10 h，晶界的铬含量（质量分数）已降至 3%。贫铬区的形成是导致合金晶间腐蚀的基本原因。

4.4 $M_{23}C_6$

在镍基耐蚀合金中，当 w（Cr）/w（Mo + 0.4W）超过 3.5 时，将形成 $M_{23}C_6$。在 Ni-Cr-Fe 合金中 $M_{23}C_6$ 是 $Cr_{23}C_6$，在含有 W、Mo 的复杂合金中，碳化物中的铬可被 Mo、W 所置换而形成 $(Cr, Fe, W)_{23}C_6$ 和 $(Cr, Fe, Mo)_{23}C_6$ 和 $(Cr, Mo, W)_{23}C_6$，在镍基耐蚀合金中常常是 $Cr_{21}(Mo、W)_2C_6$。$M_{23}C_6$ 中的铬含量随敏化经度的提高和时间的加长而增大。

$M_{23}C_6$ 具有复杂的面心立方结构，点阵常数 a = 1.053 ~ 1.066 nm，每个晶胞中含 116 个原子，其中金属原子 92 个，碳原子 24 个。

$M_{23}C_6$ 的析出温度为 400 ~ 950℃，含 Mo、W 的复杂合金的 $M_{23}C_6$ 的析出温度高于简单的 Ni-Cr 和 Ni-Fe-Cr 合金。富铬 $M_{23}C_6$ 型碳化物沿晶界析出，以不连续的球状质点、连续膜或单胞沉淀物的形式存在，富铬 $M_{23}C_6$ 碳化物中铬的富集量高于 Cr_7C_3，因此所引起的贫 Cr 区的 Cr 贫化程度更为严重，图 8.1-3 和图 8.1-4 指出了贫 Cr 对合金的耐蚀性所产生的危害。

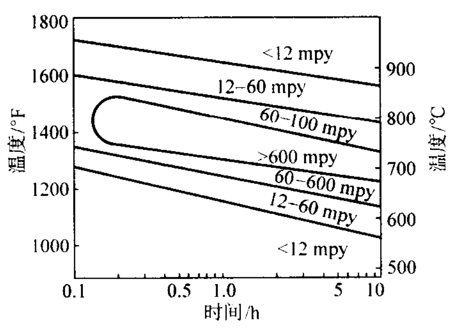


图 8.1-3 0Cr21Ni42Mo2Cu2Ti（Incoloy 825）**的 TTS 图**（敏化前 1 205℃ × 1 h 固溶处理）
1 mpy = 0.254 mm/a
Huey 试验（ASTM A262）

4.5 M_6C

M_6C 是一种 η 型碳化物，具有面心立方结构，其点阵常数类似于 $M_{23}C_6$，每个晶胞中有 96 个金属原子，但碳原子不确定，不是一个严格遵守化学定量法的相。M_6C 中至少含有两种金属原子，故亦可记作 A_3B_3C 或 A_4B_2C。M_6C 主要存在于高 Mo 含 W 合金中，合金中的氮、钼、铌促进 M_6C 的生成，它是高 Mo 镍铬钼合金中居统治地位的碳化物。M_6C 中的主要金属元素是 Mo 和 W，Fe、Cr、Ni 等一些置换型元素也常常存于 M_6C 型碳化物中。其典型化学式为 $M_{06}C$、$(Ni, Co)_3Mo_3C$、$(Mo, Ni, Cr, W)_6C$ 等。M_6C 是高温沉淀相，900 ~ 950℃是其最快沉淀温度，在 1 h 内沉淀出来，主要分布于晶内并与一种或几种金属间相同时生成。M_6C 的溶解温度高于 $M_{23}C_6$。温度高于 1 050℃，M_6C 将溶解于奥氏体基体中。

M_6C 碳化物富集 Mo 和 W 而不是富集 Cr，因此可造成其附近区域 Mo 和 W 的贫化，致使增加晶间腐蚀敏感性。0Cr21Ni58Mo9Ni35AlTi（Inconel625）合金的析出行为见图 8.1-5。

4.6 $Mo_{12}C$ 和 Mo_2C

此类碳化物存在于 Ni-Mo 合金中，能否形成取决于碳和 Mo 含量，这种富 Mo 碳化物将引起 Mo 的贫化，有害于合金的耐蚀性。

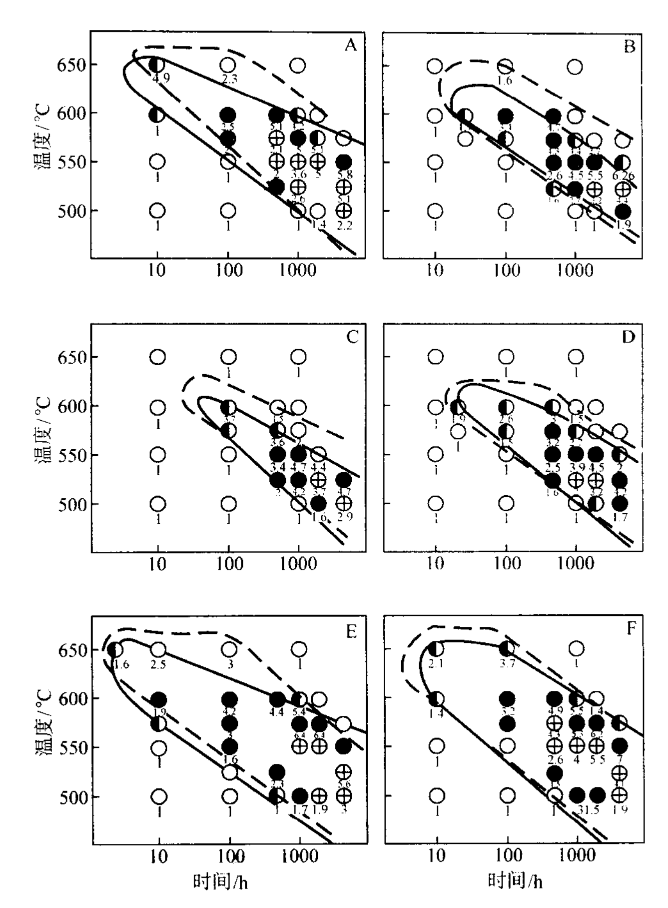


图 8.1-4 0Cr20Ni32AlTi（Incoloy 800）**的 TTS 图**
○ 未腐蚀；◐ 轻度腐蚀；
● 严重腐蚀；⊕ 破裂
数据点下数字为磁化率相对变化；点线围起的区域为贫 Cr 区，晶间腐蚀为 ASTM A262 – E

试验用合金的化学成分（质量分数） %

编号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Ti	Al	Cu	$N/10^{-6}$
A	0.029	0.48	0.63	0.007	0.04	21.30	33.4	0.41	0.18	0.07	158
B	0.028	0.46	0.56	0.008	0.004	21.50	33.2	0.50	0.05	0.07	150
C	0.030	0.39	0.60	0.008	0.005	21.75	33.8	0.55	0.19	0.07	154
D	0.029	0.45	0.59	0.008	0.012	21.75	32.25	0.50	0.28	0.07	150
E	0.030	0.49	0.61	0.007	0.005	21.85	33.25	0.20	0.20	0.07	150
F	0.029	0.47	0.61	0.007	0.005	21.40	33.45	0.19	0.19	0.06	151

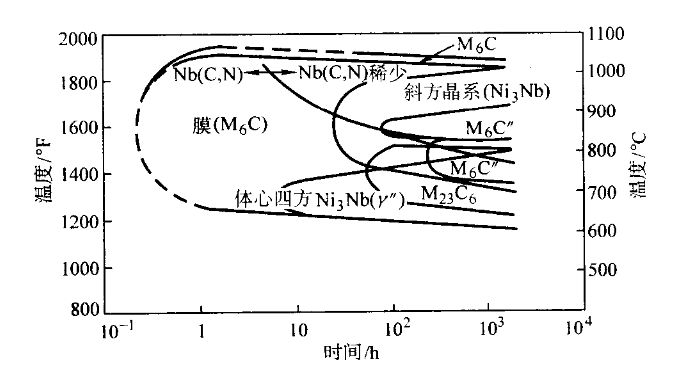


图 8.1-5 固溶态 0Cr21Ni58Mo9Nb3.5AlTi（Inconel 625）**合金 TTT 图**（时间 – 温度 – 转变）**γ″的下限由所测硬度值确定**

5 耐蚀合金中的金属间相

金属间相是指合金中两种或两种以上的金属元素构成的金属间化合物，也简称中间相。通常，凡以元素周期表中B过渡族元素（Mn、Fe、Ni和Co）为基体，并含有A副族元素（Ti、V、Cr等）的合金系都能形成一系列金属间相。电子/原子（e/a）、原子半径、可压缩度以及电子空位数$\overline{N}_V$是影响金属间相析出的主要因素。这些相中，有些相其B、A两族元素原子数的比值保持恒定，而某些相该比值可在相当大的范围内变动。例如，σ相的B，A元素的构成可从B_4A变到BA_4，而Laves相只能是固定的B_2A。在富镍耐蚀合金中主要的金属间相为σ相、Laves相、μ相，有序Ni_4Mo等。

5.1 σ相

σ相是拓朴窑排相，具有复杂的体心正方结晶构造，每个晶胞含30个原子。σ相在高Cr合金和Fe-Cr合金中易于形成，在一般的Cr-Ni奥氏体不锈钢中通常不存在，在单纯的低铬Ni-Cr合金中也不易出现，在含中等浓度钼和铁的镍基合金中可以形成σ相。Si、Mo、W强烈促进合金中σ相的形成，钛和铌也促进σ相的形成。σ相的形成温度区间为650～1 000℃，随合金中合金元素含量的提高其形成温度向高温方向移动。在高镍合金中，σ相趋于由$M_{23}C_6$处生核。

σ相的名义成分是FeCr，但实际上由于Mo、Ni等原子参与反应，该相的成分应为$(FeNi)_x(CrMo)_y$。当合金中e/a为5.6～7.6时，σ相易于形成。对于耐蚀镍基奥氏体合金，可采用Woodyall等人提出的计算平均电子空位数$\overline{N}_V$的方法予以判断σ相的形成倾向，即电子空位浓度理论。$\overline{N}_V$是各元素的电子空位数与其原子百分数含量的乘积之和，

即 $$\overline{N}_V = \sum_{i=1}^{n} a_i (N_V)_i$$

式中，$\overline{N}_V$为平均电子空位数；a_i为特定元素的摩尔分数；$(N_V)_i$为特定元素的电子空位数；i为在基体中的元素数。

当$\overline{N}_V$值大于2.52时，合金就将出现σ相沉淀。此值计算时，各元素的原子百分数含量仅是合金基体中的元素浓度，由于其他相的析出引起基体中元素浓度的变化无法计算，加之未计入间隙元素碳、氮和少量钛、硅的影响，因此常常引起偏差。尽管如此，利用$\overline{N}_V$值仍可大体判断σ相的析出倾向和它的稳定程度，$\overline{N}_V$值越高，越容易析出σ相。1984年以来，Morinaga等通过对过渡金属基合金固溶限问题的理论处理，提出了M_d新参数作为过渡金属基合金相稳定性的量度，在实际应用中，理论计算结果与实际情况吻合性较好。M_d参数的涵义是合金化过渡金属d轨道的平均能级，M_d亦称电子参数。它起源于过渡金属的d层轨道，与原子半径和负电性密切相关，M_d随负电性增加而减少，随原子半径的增加而呈线性增加。对于合金固溶体，其M_d平均值可按下式计算：

$$\overline{M}_d = \sum X_i (M_d)_i$$

式中，X_i为合金中第i元素的摩尔分数；$(M_d)_i$为第i元素的M_d值。

当$\overline{M}_d$超过某一数值后，合金呈现相不稳定，终端固溶体将发生第二相析出，包括σ相、μ相、r′相和Laves相。对于铁基合金HK－40（铬含量为18%～20%，镍含量为24%～36%）的研究表明，在800℃时效1 000～3 000 h，出现σ相的$\overline{M}_d$临界值为0.900，与实际情况相吻合。随着合金$\overline{M}_d$值增加，σ相析出的愈迅速，其数量也显著增加。

σ相硬而脆，σ相的析出，即使数量很少也将使合金韧性降低（见图8.1-6和图8.1-7），合金变脆。σ相的另一危害是恶化合金的耐蚀性在强氧化的高温浓硝酸中尤其严重。沿晶界沉淀的σ相将引起合金的晶间腐蚀。

为了消除或减轻σ相析出所带来的不利影响，可通过高温固溶处理消除已产生的σ相或避免在σ相析出温度经受热过程。当不可避免σ相析出又不能采用固溶处理手段予以消除时，只能通过调整合金成分，提高合金相的稳定性来减少或防止σ相的形成。

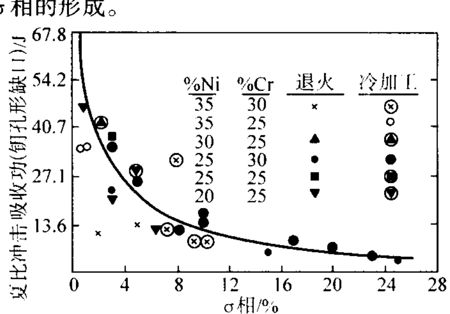


图8.1-6 σ相对Fe-Cr-Ni合金冲击吸收功的影响

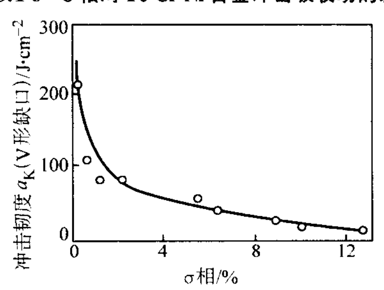


图8.1-7 σ相对00Cr26Ni35Mo3Cu4Ti合金冲击韧度的影响

5.2 Laves相（η相）

该相是B_2A型固定原子构成的金属间化合物，在合金中Lavas相是铁与钼、钨、铌或钽构成的金属间化合物。Laves相具有复杂的六方晶体结构，每个晶胞由12个原子组成。其形成温度基本上与碳化物和σ相重合。它主要在晶内沉淀，并与σ相和碳化物伴随而出现，Laves相形成速度较慢、数量也较少，往往是次要相和后生相。Laves相的形成与否，与B，A两类金属原子的尺寸相对大小密切相关，只有两者原子半径比值小于1.225才能形成。与σ相一样，Laves相的析出将导致合金的耐蚀性下降和塑韧性降低。不过，由于此相伴随σ相和碳化物而出现，因此其影响往往被碳化物和σ相的作用所掩盖。

5.3 μ相

μ相是一种拓扑密排相，三角形的μ相具有菱形/六方晶体结构，点阵常数$a_0 = 0.476$ nm，$c_0 = 2.566$ nm。化学式为$(Fe, Ni, Co)_3(W, Mo, Cr)_2$。在适宜的受热条件下，在Ni-Cr-Mo-W耐蚀合金中出现。在固溶态Ni-Cr-Mo-W（Hastelloy C）合金的$\overline{N}_V$值超过2.4时，在650～1 090℃时效将会产生μ相沉淀，最敏感的析出温度为870℃，析出速度相当快，几分钟即可形成，主要受合金成分控制，Si和Fe加速μ相的析出。由于μ相富W和富Mo，将引起Mo、W的贫化，使合金耐蚀性下降。为避免有害的μ相析出，最理想的方法是通过合金元素的调整，降低$\overline{N}_V$值来提高合金的热稳定性。一旦出现μ相，可采用高温固溶处理使μ相溶解于基体中，减少和消除μ相所带来的不利影响。

5.4 γ′相

γ′相具有面心立方结构，其点阵常数与奥氏体基体接近，因此γ′相开始形成时总是与奥氏体基体基本保持固定

位向的共格关系。它的化学式为 Ni_3Al、Ni_3Ti、Ni_3Nb、$Ni_3(Al, Ti)$ 等，Cr、Mo、W 趋向于取代部分 Ni。具有相当低的格子错配度的 γ′ 相非常细小亦弥散分布于合金基体中，对提高合金的强度非常有效。在采用 Al、Ti、Nb 合金化的沉淀硬化的耐蚀合金中，在恰当的时效温度进行热处理，将会获得这种相。

5.5 Ni_4Mo

Ni_4Mo 是一种具有体心正方结晶构造的有序相，在 Ni28Mo合金中，在 870℃通过包晶反应生成。Ni_4Mo 是一种硬而脆的相，它的存在使合金塑韧性遭到严重损失而引起脆性，少量 Fe 和 Cr 的加入可减少或抑制该相的生成。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第2章 纯 镍

纯镍是一种具有金属光泽的银白色过渡族金属，是在室温具有强铁磁性的元素之一（另外两个元素是铁和钴）。在低于熔点的整个温度范围内，镍的结晶构造是面心立方(fcc)，20℃时的格子常数是0.351 67 nm。它的熔点和沸点分别是1 453℃和约2 730℃。

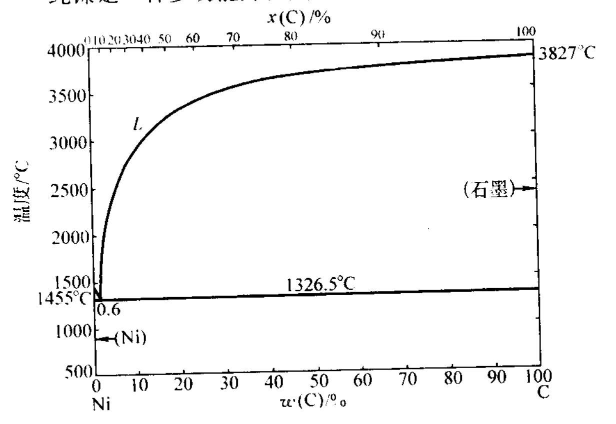
纯镍的相对原子质量为58.693 4，纯镍的密度，在25℃为8.902 g/cm³，在熔点的液态镍为7.9 g/cm³，随温度的提高呈线性下降，2 500 K时密度为7.0 g/cm³。

纯镍是一种多功能并极其重要的金属材料，因其良好的强度和塑韧性，广泛应用于工业中，除了与其他金属形成有价值的合金外，纯镍亦以其优良的特性单独用做耐蚀结构材料和功能材料。

实际上，以耐蚀结构材料应用的纯镍，是含碳的镍碳合金，常用的牌号为Ni200和Ni201。

1 镍碳二元相图

Ni－C二元平衡图如图8.2-1所示。



Ni－C晶体结构数据

相	碳含量（质量分数）/%	Pearson符号	空间群
(Ni)	0～0.6①	*cF*4	$Fm\bar{3}m$
(C，石墨)	约100	*hP*4	$P6_3/mmc$
亚稳相			
Ni_3C	—	*oP*16	*Pnma*

① 在1 314℃可达 *w*（C）＝1.6%。

图8.2-1 Ni－C相图

2 热加工纯镍的性能

以耐蚀结构材料应用的热加工纯镍的常用牌号为Ni200和Ni201，两者的区别在于后者碳含量较低。

2.1 Ni200和Ni201的化学成分（表8.2-1）

表8.2-1 Ni200和Ni201的化学成分（质量分数）

%

合金名称	C	Nn	Si	S	Cu	Ni＋Co	Fe
Ni 200	≤0.15	≤0.35	≤0.35	≤0.01	≤0.25	≥99	≤0.40
Ni 201	≤0.02	≤0.35	≤0.35	≤0.01	≤0.25	≥99	≤0.40

2.2 室温力学性能

Ni200和Ni201不同冶金产品在不同状态下的室温拉伸性能见表8.2-2。Ni200的强度高于Ni201，而塑性相差不大。Ni200棒材、板材和带材的室温力学性能与硬度的大致关系见图8.2-2。冲击吸收功、抗压强度、承载强度、剪切强度和疲劳强度数据分别见表8.2-3～表8.2-8。

2.3 低温性能

Ni200的低温拉伸性能见表8.2-9和表8.2-10。

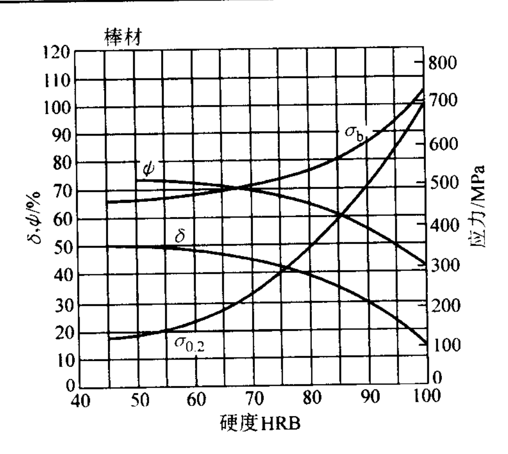
Ni200的低温韧性和低温疲劳行为如图8.2-3～图8.2-5所示。

表8.2-2 Ni 200、Ni 201冶金产品的室温力学性能

产品类型和状态	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ（50 mm）/%		HRB	
	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201
棒 材								
热轧态	415～585	345～415	105～310	70～170	55～35	60～40	45～80	75～100HB
冷拔态	450～760	415～690	275～690	240～620	35～10	35～10	75～98	125～200HB
退火态	380～620	345～415	105～210	70～170	55～40	60～40	45～70	75～100HB
中 板								
热轧态	380～690	345～485	140～550	83～240	55～35	60～35	55～80	—
退火态	380～550	345～485	105～275	83～240	60～40	60～40	45～75	—
薄 板								
硬化态	620～795	—	480～725	—	15～2	—	≥390	—
退火态	380～520	—	105～210	—	55～40	—	≤70	—

续表 8.2-2

产品类型和状态	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ（50 mm）/%		HRB	
	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201
带 材								
弹簧回火	620 ~ 895	—	480 ~ 795	—	15 ~ 2	—	≥95	—
退 火 态	380 ~ 520	—	105 ~ 210	—	55 ~ 40	—	≤64	—
管 材								
消除应力	450 ~ 760	415 ~ 725	275 ~ 620	205 ~ 585	35 ~ 15	35 ~ 15	75 ~ 98	70 ~ 95
退 火 态	380 ~ 520	345 ~ 485	85 ~ 210	70 ~ 195	60 ~ 40	60 ~ 40	≤70	≥62
丝 材								
冷拔退火	380 ~ 580	—	105 ~ 345	—	50 ~ 30	—	—	—
弹簧回火	860 ~ 1 000	—	725 ~ 930	—	15 ~ 2	—	—	—



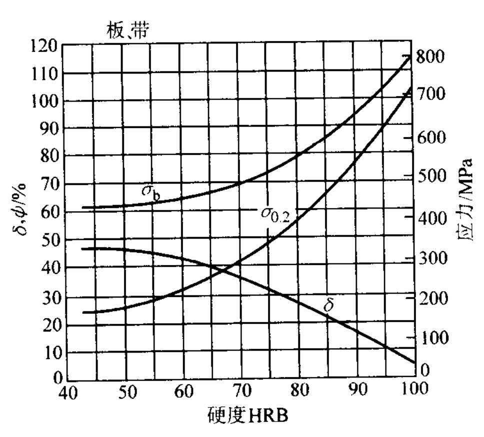


图 8.2-2 Ni200 的室温拉伸性与硬度之间的关系

表 8.2-3 Ni200 的室温冲击性能

状 态	硬度 HB	艾氏		夏比 V	夏比扭转		夏比拉伸		
		J	J·mm⁻²	J	J	扭转度数 /(°)	J	δ(90 mm) /%	ψ /%
热轧态	107	163	1.95	271	39	103.5	132	20.6	83.1
冷加工 24%，消除应力	177	163	2.03	277	47	102	119	19.5	71.2
冷拔 732℃ × 3 h 退火	109	163	2.06	309	39	103	153	33.0	75.1

表 8.2-4 Ni200 的典型抗压强度

材料状态	$\sigma_{-0.2}$/MPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	硬度 HB
热轧	159	490	165	107
冷拔 20%	400	600	427	177
退火态	179	503	186	109

表 8.2-5 Ni200 薄板的承载强度[①]

状 态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	承载强度/MPa		承载比	
			极限强度	屈服强度[②]	对 σ_b	对 $\sigma_{0.2}$
软 态	411	198	865	346	2.11	1.75
半硬态	470	383	1 045	675	2.24	1.77
硬 态	483	613	1 234	920	1.81	1.50

① 1.57 mm × 31.8 mm × 68.5 mm 板，板上开一孔，孔中心与端部距离为 9.6 mm。
② 板中孔的直径扩大 2%。

表 8.2-6 Ni200 棒的剪切强度

状 态	抗剪强度（双剪）/MPa	σ_b/MPa	HRB
退火态	359	469	46
半硬态	400	545	90
全硬态	517	834	100

表 8.2-7 Ni200 铆钉丝的剪切强度[①]

项 目	软 态/MPa	顶锻铆接体/MPa
剪切强度		
室温	283	310
315℃ × $\frac{1}{2}$h	292	293
430℃ × $\frac{1}{2}$h	234	255
540℃ × $\frac{1}{2}$h	183	197
430℃ × 24 h	245	252
540℃ × 24 h	186	200
σ_b	448	507
$\sigma_{0.2}$	321	465

① 3.175 mm 直径产生双倍剪切所需要的载荷。



表 8.2-8 Ni200 棒材的疲劳强度

循环次数	疲劳强度/MPa					
	冷拔棒			退火棒		
	空气	自来水	盐水①	空气	自来水	盐水
10^4	752	758	—	—	—	—
10^5	579	552	—	359	359	359
10^6	434	386	372	276	269	255
10^7	359	234	207	234	186	165
10^8	345	179	159	228	159	145
10^9	345	165	145	228	159	145

① Severn 河水（盐度相当于海水的三分之一）。

表 8.2-9 热轧态和冷拔态 Ni200 的低温拉伸性能

状态	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ(50 mm)/%	ψ/%	HRB
热轧态	-190	710	—	51.0	—	—
	-180	676	193	—	—	—
	-80	527	190	—	—	—
	室温	452	169	50.0	—	—
冷拔态	-79	774	702	21.5	60.9	22
	室温	713	672	16.3	66.9	19

表 8.2-10 Ni200 退火棒材的低温拉伸性能

温度/℃	直径/mm	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
-255	25.4	—	—	—	—
	19.0	758	259	60	70
-185	25.4	690	197	53	75
	19.0	621	190	61	75
-130	25.4	569	186	46	78
	19.0	538	165	57	68
-75	25.4	524	186	43	72
	19.0	490	152	51	65
-20	25.4	483	169	44	75
	19.0	455	148	49	65
21	25.4	448	172	42	78
	19.0	441	145	48	66

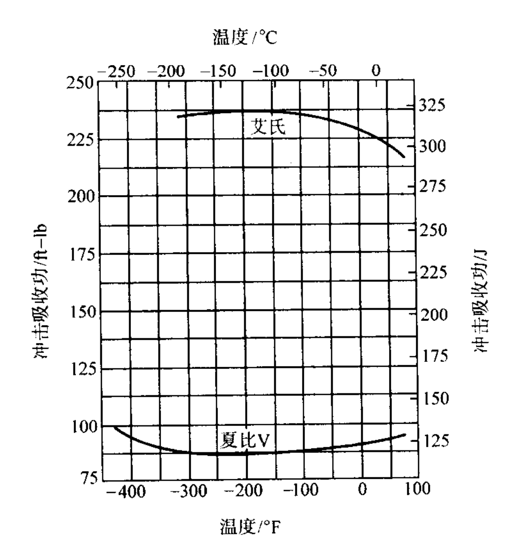


图 8.2-3 Ni200 棒的低温冲击吸收功

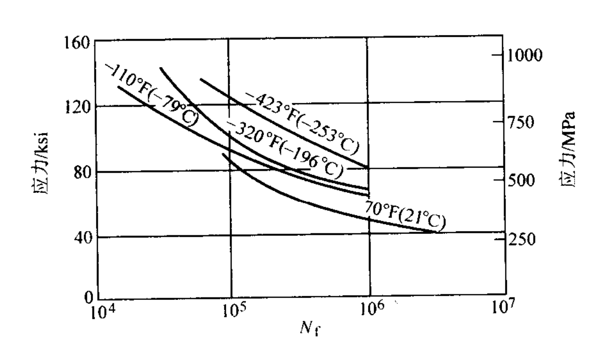


图 8.2-4 Ni200 退火薄板（0.53 mm）的低温疲劳强度
（交变弯曲，材料的 σ_b = 425 MPa）

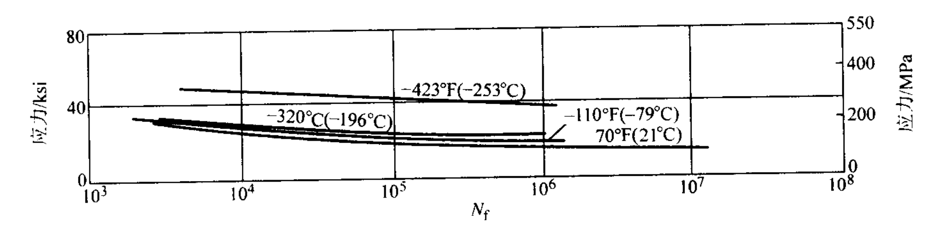


图 8.2-5 Ni200 退火薄板（0.53 mm）的低温缺口疲劳强度
（交变弯曲，材料的 σ_b = 425 MPa，K_t = 3.0）

2.4 高温力学性能

退火的 Ni200 和 Ni201 的高温瞬时拉伸性能见表 8.2-11。Ni200 的强度高于 Ni201，两者塑性相近。370℃是两个合金强度下降的实变温度，高于此温度合金的强度下降较大。

表 8.2-11 退火的 Ni200 和 Ni201 的高温瞬时力学性能

温度/℃	σ_b/MPa		$\sigma_{0.2}$/MPa		δ/%	
	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201
20	462	403	148	103	47.0	50
93	458	387	154	106	46.0	45
149	460	372	150	99	44.5	46
204	458	372	139	102	44.0	44
260	465	372	135	101	45.0	41
316	456	362	139	105	47.0	42
371	362	325	117	97	61.5	53
427	—	284	—	93	—	58
482	—	259	—	89	—	58
538	—	228	—	83	—	60
539	—	186	—	77	—	72
649	—	153	—	70	—	74

Ni200 和 Ni201 的蠕变强度和高温持久强度见图 8.2-6 ~ 图 8.2-8。

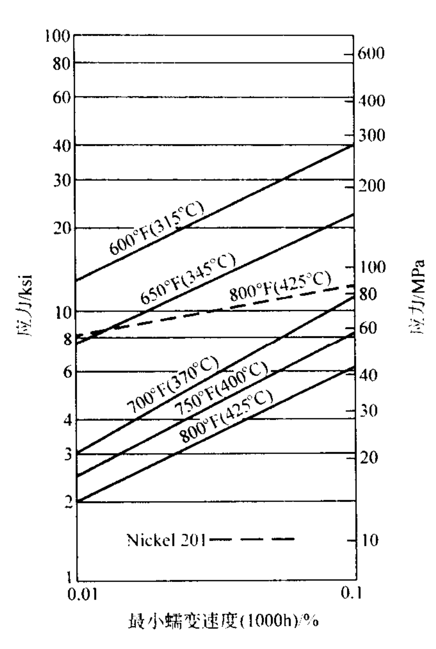


图 8.2-6　退火态 Ni200 的蠕变强度

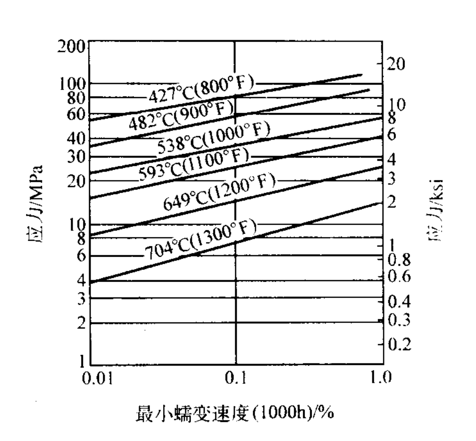


图 8.2-7　退火态 Ni201 的蠕变强度

2.5　Ni200 和 Ni201 的耐蚀性

2.5.1　气体

在室内大气中，Ni200 和 Ni201 通常保持光亮的金属光泽，在室外大气中，因其表面生成一层薄的保护膜，腐蚀是缓慢的。然而在含 SO_2 的工业大气中，随着 SO_2 含量的增加其腐蚀速度增加，在海洋和乡村大气中它们的腐蚀速度很低。

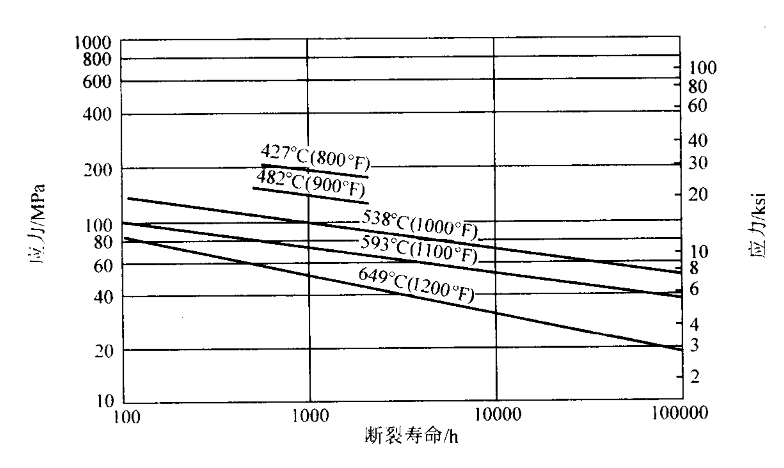


图 8.2-8　退火态 Ni201 的持久强度

Ni200 在美国的工业大气，乡村大气和海洋大气中的腐蚀数据列于表 8.2-12 和表 8.2-13。在 1 957 个试验中，未发现点蚀。

表 8.2-12　Ni200 在工业大气和乡村大气中的腐蚀
（自 1931 年开始，20 年）

地　　点	腐蚀速度/mm·a^{-1}
重轨铁路区工业大气(Altoona, p_a., USA)	0.005 6
Urban 工业大气(纽约城)	0.003 6
乡村大气(State College, p_a., USA)	0.000 2
半乡村大气(phoenix, Ariz., USA)	0.000 4

表 8.2-13　Ni200 在大气中暴露 2 年的腐蚀

地　点	失重/g	腐蚀速度/mm·a^{-1}
东海岸海洋大气(Kure 海滨, N.C.)	0.23	0.000 3
工业大气(Newark, N.J.)	1.50	0.002 0
西海岸海洋大气(point Reyes, Calif.)	0.13	0.000 2
乡村大气(State College, p_a.)	0.22	0.000 3

2.5.2　水

Ni200 具有良好的耐水介质腐蚀的性能，在不同类型的水中的腐蚀数据见表 8.2-14。

表 8.2-14　Ni200 在水中的腐蚀

水 的 类 型	腐蚀速度/mm·a^{-1}
蒸馏水	<0.000 3
生活用热水，95℃	<0.000 5 <0.005（偶尔）
用 50% CO_2 和 50%空气饱和的蒸馏水（71℃）	<0.025

在流动的海水中，甚至在高流速的海水中，Ni200 具有优异的耐蚀性，但在静止或流速很低的海水中，在污物或沉积物下面可出现严重的点腐蚀，在蒸汽热水系统中，Ni200 的初期腐蚀速度很高，随时间的加长，因水中含有一定比例的 CO_2 和空气，Ni200 将生成一层保护膜其腐蚀速度将减少。

2.5.3　酸性介质

1）H_2SO_4　Ni200 在低温和中温的未通气的 H_2SO_4 中具有可使用的耐蚀性，一些试验室试验数据见表 8.2-15，随温度的升高，Ni200 的腐蚀将加剧，它主要用于室温不通空气的硫酸溶液中，硫酸中的氧化性介质将加速其腐蚀。



表 8.2-15　Ni200 在硫酸中的腐蚀（试验室试验）速度

H_2SO_4 浓度/%	温度 /℃	流速 /m·min^{-1}	腐蚀速度/mm·a^{-1}	
			未通气	空气饱和
1	30	4.7	—	1.2
	78	4.7	—	2.79
2	21	—	0.051	—
5	18	—	0.056	—
	30	49	0.23	1.55
	60	—	0.25	—
	60	4.7	—	2.2
	71	4.9	—	2.62
	77	—	0.53	—
	78	4.7	0.76	5.08
10	21	—	0.43	—
	60	4.7	—	2.3
77	—	0.30	—	
80	—	—	3.05	
20	21	—	0.10	—
25	82	7.9	—	2.1
48	70	—	0.46	—
50	30	4.9	—	0.41
70	38	4.7	0.74	—
93	30	4.7	—	0.25
	65	—	3.71	—
95	21	—	1.8	—

2）HCl 酸　Ni200 在盐酸中的腐蚀行为见图 8.2-9。在室温下和浓度直到 30%HCl 酸中 Ni200 可用，Ni200 之所以耐蚀是因为 Ni200 的腐蚀产物氯化镍在此浓度范围内溶解度相当低，这种原因提醒使用者，在高流速的 HCl 酸中选用必须慎重。根据 Ni200 的腐蚀状况，在通空气的盐酸中，在室温以上使用，HCl 酸的浓度应限制在 3% ~ 4% 以下。介质中，如果有氧化剂存在，即使数量很少也将加速 Ni200 的腐蚀。在 HCl 酸浓度低于 0.5%时，在 150 ~ 205℃下使用，Ni200 呈现出满意的使用效果。

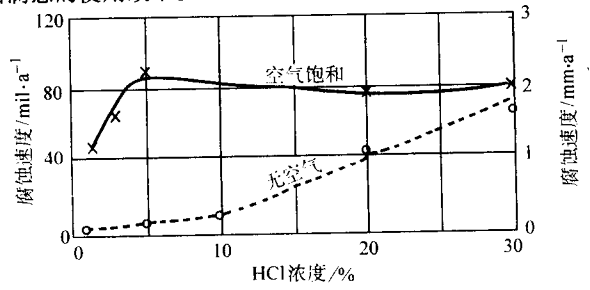


图 8.2-9　Ni200 在 30℃HCl 酸中的腐蚀

（无空气介质为用 N_2 饱和的 HCl 酸）

3）HF 酸　Ni200 在高温无水 HF 中具有优异耐蚀性。然而，在水溶液中其服役温度限制在 80℃以下。在室温下的 60% ~ 65%工业级 HF 酸中已发现 Ni200 遭到了严重腐蚀。Ni200 在 HF 酸烷基化加工中的腐蚀数据见表 8.2-16。

表 8.2-16　Ni200 在 HF 酸烷基化加工中的工厂腐蚀试验结果

试验条件	温度（平均 ~ 最大）/℃	腐蚀速度/mm·a^{-1}
预热器管道入口端，79% ~ 92% HF 酸 + 0.8% ~ 2.5% H_2O；保持器，异丁烷，酸性可溶性油	50 ~ 55	0.03
预热器管道出口端，介质成分同上	115 ~ 125	0.09
再生塔顶部恰恰在蒸汽出口下部，90% ~ 95% HF 酸，5% ~ 10% 不溶。酸性相成分：90% ~ 95% HF 酸，0.5% ~ 2.5% H_2O，1.0% ~ 5.0%油，压力为 0.83 ~ 1.0 MPa	135 ~ 150	0.33
再生塔顶部，93% HF 酸和异丁烷气	100 ~ 105	0.36
再生塔底部，酸性焦油含 1% ~ 10% HF 酸和等比例的水	120	0.28
再生塔底部筛板以下，85% HF 酸，1.6% H_2O 和油	105 ~ 120	0.46
脱氢塔底部，底板以下，89.3% HF 酸，1.6% H_2O	105 ~ 120	1.7
氢氟酸汽提塔顶部，上托盘上部，气体成分为 10% HF 酸和 90% 轻烃	45 ~ 65	0.02

4）磷酸　Ni200 在纯的不含空气的磷酸中，仅可用于室温，在工业磷酸（湿法磷酸）中，因含有氟化物和铁盐而加速了 Ni200 的腐蚀，它的使用受到限制。

5）硝酸　硝酸是强氧化性酸，Ni200 不具备可用的耐蚀性，它仅可用于浓度小于 5%、室温下的硝酸中。

6）有机酸　在不大量通气的所有浓度的有机酸中，Ni200 具有优异的耐蚀性，一些典型的腐蚀数据见表 8.2-17。

表 8.2-17　Ni200 在有机酸中的腐蚀

试验条件	温度 /℃	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
99%醋酐，1%醋酸，不含气体	155	0.005
60%醋酐，40%醋酸，不含气体	140	0.015
空气饱和的醋酸　0.10%醋酸溶液	室温	0.25
5%醋酸溶液	室温	1.02
85%醋酸溶液	室温	10.2
稀丁酸，液相	110 ~ 130	0.91
汽相	100 ~ 120	0.2
2%丁酸液体	室温	0.06
	70	0.14
在 2%柠檬酸中的试验室试验	室温	0.02
	70	0.14
在通气的 2%柠檬酸中试验室试验	80	0.86
5%柠檬酸试验室试验，浸入	30	0.13
通气	30	0.38
浸入	60	0.51
58%柠檬酸	沸腾	0.43
在贮槽中的 90%甲酸，液相	室温	0.10
汽相	室温	0.18

续表 8.2-17

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
90%甲酸，不通气　液相	100	0.45
汽相	100	0.18
50%羟基醋酸	30	0.008
	沸腾	0.19
2%乳酸	室温	0.05
	70	0.09
在真空蒸发器中，10%～22%乳酸	55	1.3
85%乳酸，试验室浸入试验	室温	0.07
真空蒸发器，≤85%乳酸　液相	50～80	0.25
汽相		0.28
再沸器，66%丙酸，17%异丁酸，17% η-丁酸液体	150	0.61
真空蒸发皿中，57%酒石酸	55	0.19

2.5.4 盐

表 8.2-18 给出了在各种盐中，Ni200 的腐蚀数据，在任何氯化物盐中，Ni200 未遇到应力腐蚀问题，在非氧化性卤族化合物中它具有优秀的耐蚀性，在氧化性的氯化物盐类中，例如 Fe、Cu、Hg 氯盐，Ni200 遭到严重腐蚀。在中性和碱性盐中，Ni200 具有良好的耐蚀性（表 8.2-19），在酸盐中，其腐蚀性能数据变动幅度较大（表 8.2-20）。

表 8.2-18　Ni200 在盐中的腐蚀

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
在工厂中最大通气量的 72%～100%三氯化物和 0.28%硫一氯化物中并含有一些蒸汽和冷凝盐	120～130	0.033
工厂试验，试样半浸于 37%氯化锰中	100～110	0.76
在磷五氯化物盐中的试验室试验	75	0.005
	150	0.007
工厂试验，磷、盐酸盐、甲酚酸混合物并含有磷氯氧化物，试样挂在液相线上	80	0.43
蒸发器中，将氯化镁和氯化钾蒸发浓缩至 50%氯化物	沸腾	0.08
蒸馏器氯化锡原料，试样在液下	105～115	0.10

表 8.2-19　Ni200 在中性和碱性盐中的腐蚀

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
醋酸钴在蒸发器中	110	0.10
50%硅酸钠溶液	110	0.000 5
在浆槽中，pH9～10 的硫酸钠饱和溶液	75	0.020
45%硫氢化钠溶液，在贮槽中	50	0.003

表 8.2-20　Ni200 在酸性盐溶液中的腐蚀

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
25%硫酸铝，静止浸入贮槽溶液中	35	0.015
在蒸发器中，57%浓硫酸铝溶液中	115	1.50
28%～40%氯化铵溶液（蒸发器）	102	0.21
含 5% H_2SO_4 的硫酸铵饱和溶液（在结晶过程中的悬浮槽中）	41	0.076
含少量游离盐酸的氯化锰，浸在回流冷凝器的沸腾 11.5%溶液中	101	0.22

续表 8.2-20

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
在蒸发器中，硫酸锰浓缩溶液中（由密度为 1.250 浓缩至密度为 1.350）	115	0.074
在蒸发器中蒸发浓缩氯化锌溶液中，在真空（6.5～7.0 kPa）下，由 7.9%浓缩至 21%	40	1.12
在蒸发器中蒸发浓缩氯化锌溶液中，在真空（3.7～4.5 kPa）下，由 21%浓缩至 69%	115	1.02
硫酸锌，含有痕量硫酸，在蒸发盘处	110	0.64

2.5.5 氟和氯

在室温氟气中，Ni200 将生成一层具有保护性的氟化物膜，它可以用于处理低温氟，并可达到满意的使用效果，在高温下 Ni201 较为理想。

在低温干氯气中，Ni200 具有有效的耐蚀性，在湿氯和湿氯化氢中，Ni200 的腐蚀行为类似于在盐酸中的腐蚀。业已发现，在 0.25%湿态 HCl 的干氯和湿氯中，在 205℃时并未影响 Ni200 的腐蚀速度（0.008 mm/a）。

溴是另一卤族元素，在室温在用硫酸干燥的商品溴中，Ni200 的腐蚀速度为 0.001 mm/a，在用水饱和的溴中，它的腐蚀速度为 0.064 mm/a，Ni200 是用于处理低温溴的良好结构材料。

Ni201 具有与 Ni200 相同的耐蚀性，一些腐蚀数据可参照 Ni200 的数据。与 Ni200 不同之处在于 Ni201 具有极低的碳含量，因此在高温未出现因碳或石墨沉淀而引起的脆性，这是 Ni201 的突出优点。

Ni201 广泛应用于处理苛性苏打的介质环境中，图 8.2-10 给出了Ni201 在 NaOH 中的等腐蚀图。仅在 75%浓度以上的苛性苏打中，当温度接近于沸点时，其腐蚀速度开始超过 0.025 mm/a，达到 0.13 mm/a。在苛性苏打中，Ni201 的腐蚀速度很低，可归因为在金属表面上生成了一层氧化物保护膜。在不同浓度的 NaOH 中，Ni201 的腐蚀如图 8.2-11 所示。在沸腾温度，在金属表面生成了一薄层黑色氧化膜。碱中的氯化物和氧化性的硫化物将加速 Ni201 的腐蚀，在高温含硫的苛性介质中，应使用 Inconel 600（0Cr15Ni75Fe）合金，不宜使用 Ni201。

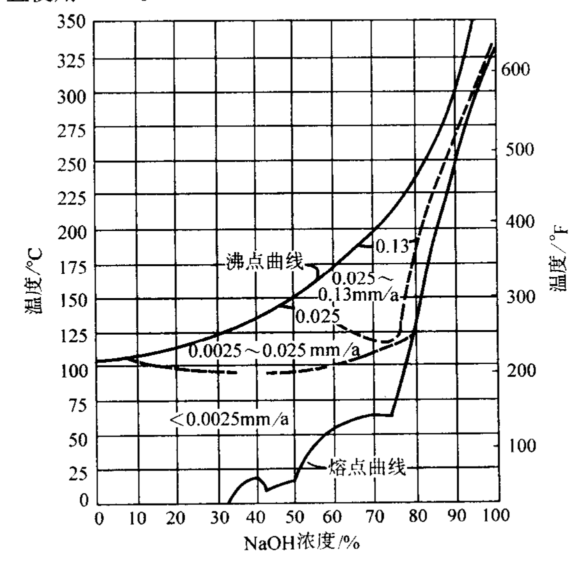


图 8.2-10　Ni201 在 NaOH 中的等腐蚀图

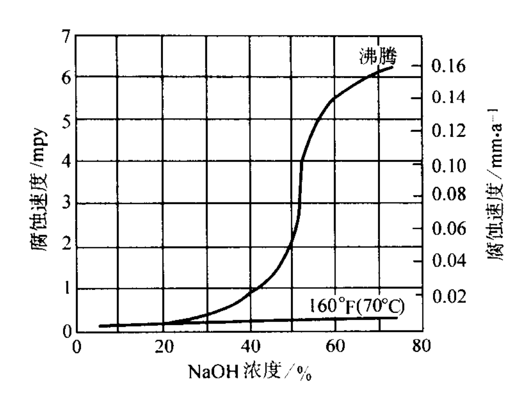


图 8.2-11　Ni201 在不同浓度的 NaOH 中的腐蚀速度

在干氟气中，Ni201 较其他商用金属和合金具有更加优秀的耐蚀性，在 450℃以下其腐蚀速度在 0.58 mm/a 以下（表 8.2-21）。

表 8.2-21　Ni201 在干氟气中的腐蚀

温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
400	0.21
450	0.579
500	1.55
600	8.84
650	4.88
700	10.4

在高温氯和氯化氢中，Ni201 和 Inconel 600 合金是最有价值的结构材料，其典型腐蚀数据见表 8.2-22。在干氯和干燥氯化氢中其使用温度上限分别为 540℃和 510℃。

表 8.2-22　Ni201 在干氯和干氯化氢中的腐蚀①

腐蚀速度/mm·a⁻¹	在经室腐蚀速度下的大约温度/℃	
	干氯	干氯化氢
0.76	510	455
1.52	540	510
3.05	595	565
15.24	650	575
30.48	675	705

①　短时间试验的腐蚀速度超过此值。

在含湿气的氯化氢中，Ni201 也具有良好的耐蚀性且随试验时间的延长其腐蚀速度下降（表 8.2-23），在 20 h 试验后，在湿态 HCl 中的腐蚀速度与在干 HCl 中一致。

表 8.2-23　Ni201 在 540℃湿氯化氢中的腐蚀
（湿气含量大约为 0.25%）

试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
	湿 HCl	干 HCl
4	3.05	—
8	1.78	—
20	0.71	0.94

在静止的 HF 中，Ni201 具有可用的耐蚀性，通气或氧化剂的存在将加速 Ni201 的腐蚀，在无水氟化氢气体中，Ni201 在 500～595℃的腐蚀速度为 0.91 mm/a。

2.6　热加工、冷成形、热处理和焊接性能

2.6.1　热加工

Ni200 和 Ni201 具有良好的热加工性能，其热加工温度范围为 650～1 230℃。在低于 870℃热加工，金属将迅速硬化，热加工变得困难，因此最适宜的热加工温度范围为 870～1 230℃。在加热过程中，应在还原性气氛中加热并避免使用含硫高的燃料，使用含硫小于 0.5%的燃油和小于 0.34 g/m³ 硫的气体燃料，将可取得满意的效果。

2.6.2　冷加工

Ni200 和 Ni201 具有良好的延展性，易于冷加工成型，其行为类似于软钢，其差别在于它具有较高的弹性极限，需较大的加工力。利用软化回火的材料可以易于进行各种冷成型操作。

2.6.3　热处理

Ni200 和 Ni201 可以在再结晶温度以上的很宽的温度范围内进行退火，对于冷加工量大的材料，其退火温度可以低到 595℃至 650℃，为了便于实际操作，退火温度通常在 705～925℃。过高的温度，Ni200 和 Ni201 的晶粒易于长大，将危害镍的性能。在箱式炉中退火，应使炉气保持在低硫气氛的状态下，冷却方式采用水冷。带、板、丝可在 H_2 或裂解氨的保护气氛下进行。

2.6.4　焊接

Ni200 和 Ni201 可以用多种方法进行焊接。可采用 Pb 基和 Sn 基酸性药剂进行软钎焊；可用无磷银钎焊合金进行银钎焊，采用氟化物药剂和还原性火焰。

Ni200 和 Ni201 可采用金属弧焊接，手工电弧焊采用 141 镍焊条（Ni + 2.5% Ti）；钨基氩弧焊采用焊丝材料 Ni61（Ni + 2.5% Ti）。采用上述两种焊接材料可以进行 Ni200、Ni201 与钢对接。

2.7　Ni200 和 Ni201 的物理性能

Ni200 和 Ni201 的物理性能见表 8.2-24 和表 8.2-25。

表 8.2-24　Ni200 和 Ni201 的物理性能

牌　号	Ni200			Ni201
密度/g·cm⁻³	8.89			8.89
熔点范围/℃	1 435～1 446			1 435～1 446
比热容/J·（kg·K）⁻¹	456			456
居里温度/℃	360			360
温度/℃	E /GPa	G /GPa	ν /GPa	E /GPa
26	205	79.6	0.29	207
100	200	77.9	0.28	—
200	195	75.8	0.29	—
300	190	73.8	0.29	—
400	183	71.4	0.28	—
500	177	69.0	0.28	—

表 8.2-25　退火态 Ni200、Ni201 的热电性能

温度 /℃	线胀系数 /10⁻⁶K⁻¹		热导率 /W·（m·K）⁻¹		电阻率 /μΩ·m	
	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201
-200	10.1	—	—	—	—	—
-100	11.3	—	75.5	88.3	0.050	0.040
20	—	—	70.3	79.3	0.096	0.085
100	13.3	13.2	66.5	73.4	0.130	0.125
200	13.9	13.9	61.6	66.3	0.185	0.175
300	14.2	14.4	56.8	59.9	0.260	0.250
400	14.8	14.9	55.4	56.1	0.330	0.330
500	15.3	—	57.6	58.2	0.365	0.375
600	15.5	—	59.7	60.6	0.400	0.405
700	15.8	—	61.8	62.8	0.430	0.435
800	16.2	—	64.0	65.1	0.460	0.465
900	16.6	—	66.1	67.7	0.485	0.490
1 000	16.9	—	68.2	69.9	0.510	0.515
1 100	17.1	—	—	—	0.540	—



3 应用

Ni200和Ni201主要应用于处理还原性卤族气体，碱溶液，非氧化性盐类，有机酸等设备和部件，在使用时其服役温度最好低于315℃。在相关设备和部件设计时，推荐采用ASME规定的设计应力（表8.2-26）。

表8.2-26 Ni200和Ni201的ASME设计应力

最高金属温度/℃	最大许用应力/MPa					
	除外径大于127 mm管外所有类型退火材		热轧棒		热轧板	
	Ni200	Ni201[①]	Ni200	Ni201	Ni200	Ni201
38	69.0	55.2	69.0	46.2	91.7	55.2
93	69.0	53.1	69.0	44.1	91.7	53.1
149	69.0	51.7	69.0	43.4	91.7	51.7
204	69.0	51.7	69.0	42.7	91.7	51.7
260	69.0	51.7	65.5	42.7	86.2	51.7
316	69.0	51.7	57.2	42.7	79.3	51.7
343	—	51.7	—	42.7	—	51.7
371	—	51.0	—	42.7	—	51.0
399	—	50.3	—	41.4	—	50.3
427	—	49.6	—	40.7	—	496
454	—	40.0	—	40.0	—	40.0
482	—	31.0	—	33.1	—	31.0
510	—	25.5	—	25.5	—	25.5
538	—	20.7	—	20.7	—	20.7
566	—	16.5	—	16.5	—	16.5
593	—	13.8	—	13.8	—	13.8
621	—	10.3	—	10.3	—	10.3
649	—	8.3	—	8.3	—	8.3

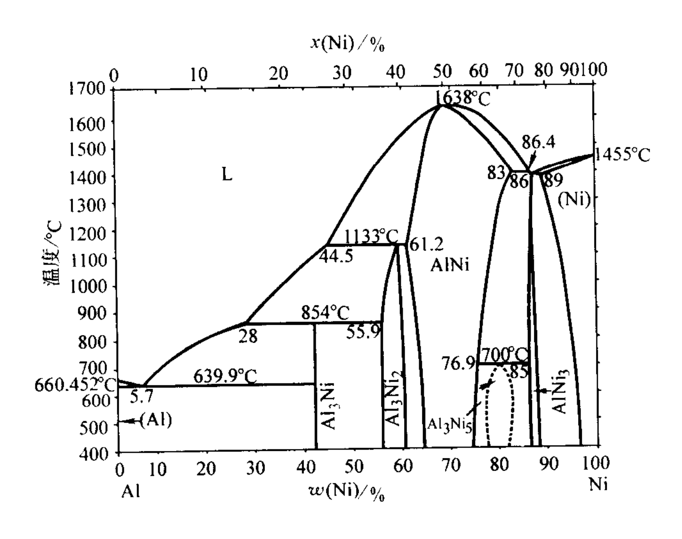
① Ni201为退火的管材（外径大于127 mm除外）。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第 3 章　杜拉镍 301

杜拉镍 301 是一种加铝的低合金化的 Ni-Al 合金，与 Ni200 和 Ni201 之间的区别在于它具备时效硬化效应，可以通过热处理予以强化。

Ni-Al 二元相图及可能存在的相如图 8.3-1 所示。在少量铝存在情况下的 Ni-Al 合金是一种具有面心立方结构的固溶体，在适宜温度下会析出 Ni_3（Al，Ti），即 γ' 相使其强化。



相	w（Ni）/%	Pearson 符号	空间群
(Al)	0～0.24	*cF*4	$Fm\bar{3}m$
Al_3Ni	42	*op*16	*Pnma*
Al_3Ni_2	55.9～60.7	*hP*5	$P\bar{3}m1$
AlNi	61～83.0	*cP*2	$Pm\bar{3}m$
Al_3Ni_5	79～82	…	*Cmmm*
$AlNi_3$	85～87	*cP*4	$Pm\bar{3}m$
(Ni)	89.0～100	*cF*4	$Fm\bar{3}m$

图 8.3-1　Ni-Al 二元相图及相的结晶构造

1　杜拉镍 301 的化学成分

杜拉镍 301 的化学成分见表 8.3-1。

表 8.3-1　杜拉镍的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	S	Ni	Al	Ti	Fe	Cu
≤0.30	≤1.00	≤0.50	≤0.01	≥93	4.00～4.75	0.25～1.00	≤0.60	≤0.25

2　杜拉镍 301 的性能

2.1　室温力学性能

杜拉镍 301 的室温拉伸性能见表 8.3-2。在退火状态下，不同类型的冶金产品具有相同的强度水平和塑性指标。时效和冷加工使其强度明显提高而塑性水平相应下降。时效处理制度与室温力学性能之间的关系见表 8.3-3。由数据可知，热轧棒材和退火带材经时效后，其抗拉强度可提高 400 MPa 以上，时效时间大约为 2～4 h。大冷轧量的带材，时效不仅提高强度而且可较大幅度地提高塑性。

表 8.3-2　杜拉镍 301 的室温力学性能

产品类型和状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度 HB（30 kN）	
棒　材					
热轧态	630～900	240～620	55～30	140～240	75HRB～22HRC
热轧＋时效	1 100～1 380	795～1 035	30～15	300～375	32～42HRC
冷　拔	760～1 035	415～900	35～15	185～300	95HRB～40HRC
冷拔＋时效	1 170～1 450	860～1 210	25～15	300～380	32～42HRC
退火态	620～830	205～415	55～35	135～185	75～90HRB
退火＋时效	1 035～1 310	760～965	30～20	285～360	30～40HRC
带　材					
退火态	620～830	240～415	50～30	—	≤90HRB
退火＋时效	1 100～1310	—	25～10	—	30～40HRC
半硬态	900～1 070	—	15～3	—	25～34HRC
半硬态＋时效	1 170～1 450	—	20～7	—	33～42HRC
弹簧	1 070～1 310	—	10～2	—	30～40HRC
弹簧＋时效	1 240～1 585	—	15～5	—	36～46HRC
丝　材					
退火态	620～900	—	50～25	—	—
退火＋时效	1 100～1 310	—	25～10	—	—
弹簧	1 100～1 380	—	5～2	—	—
弹簧＋时效	1 380～1 655	—	10～5	—	—

表 8.3-3　时效处理对杜拉镍 301 室温力学性能的影响

材料类型	热处理		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度 HRC
	温度/℃	时间/h				
热轧棒	室温	0	703	276	47	0
	595	2	1 076	703	34	25
		4	1 131	745	32	28
		8	1 158	779	31	30
退大带	室温	0	717	324	42	4
	595	2	1 096	724	33	30
		4	1 131	772	30	32
		8	1 158	786	28	32
带，冷轧 10%	室温	0	814	641	27	21
	595	2	1 179	855	24	34
		4	1 193	883	23	34
		8	1 186	896	23	35
	540	2	1 145	821	26	33
		4	1 165	841	27	34
		8	1 227	889	23	35
带，冷轧 20%	室温	0	910	821	16	26
	595	2	1 255	1 007	19	37
		4	1 269	1 020	19	37
		8	1 269	1 034	18	37
	540	2	1 255	979	21	36
		4	1 276	993	20	37
		8	1 310	1 027	20	38

续表 8.3-3

材料类型	热处理 温度/℃	热处理 时间/h	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度 HRC
带，冷轧 40%	室温 595	0	1 062	1 027	5	31
		2	1 393	1 227	15	40
		4	1 372	1 220	15	40
		8	1 345	1 193	14	39
	540	2	1 365	1 179	15	40
		4	1 413	1 227	15	41
		8	1 441	1 255	14	42
带材，冷轧 50%	室温 595	0	1 089	1 055	4	33
		2	1 434	1 282	14	41
		4	1 407	1 262	14	41
		8	1 365	1 241	12	40
	540	2	1 434	1 289	14	42
		4	1 448	1 303	13	42
		8	1 476	1 317	13	42

不同状态的杜拉镍 301 的硬度与拉伸性能的大致关系如图 8.3-2～图 8.3-5 所示。

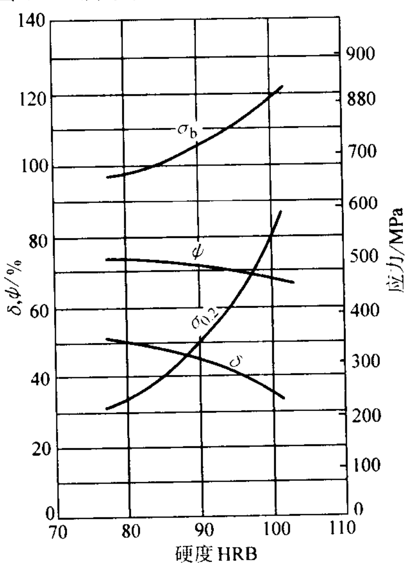


图 8.3-2 热轧和退火的杜拉镍 301 的硬度与拉伸性能之间的大致关系

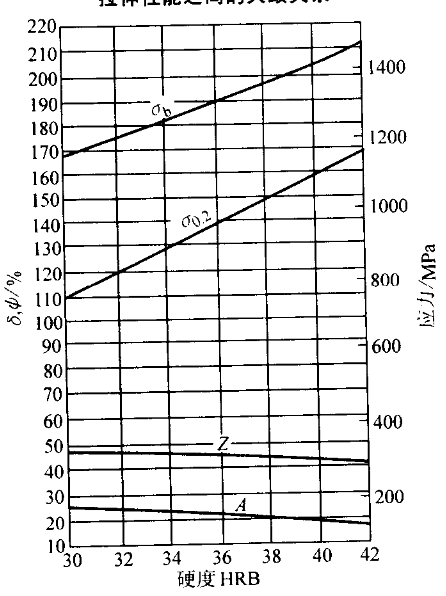


图 8.3-3 时效硬化的杜拉镍 301 的硬度与拉伸性能间的大致关系

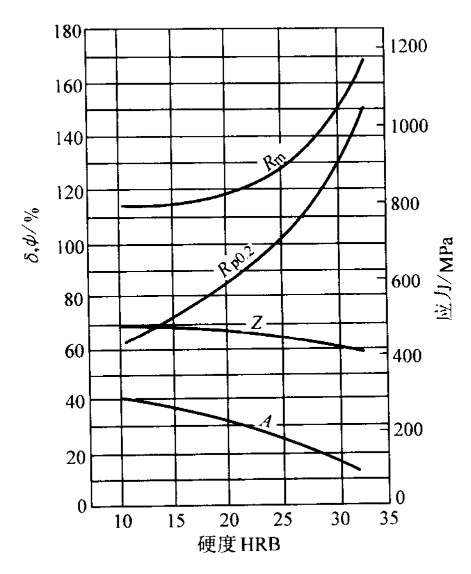


图 8.3-4 杜拉镍 301 冷拔棒材的硬度与拉伸性能的关系

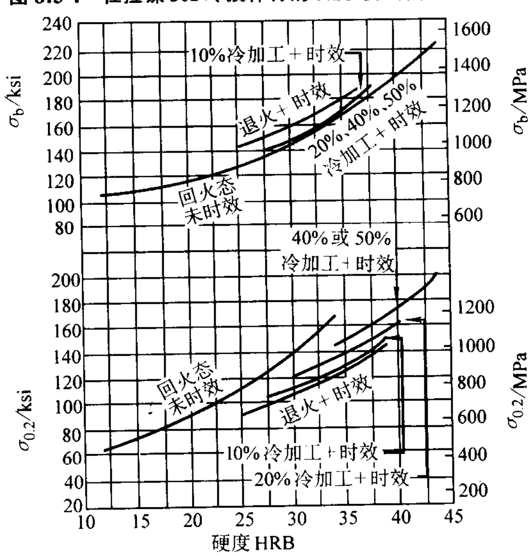


图 8.3-5 冷加工杜拉镍 301 的硬度与拉伸性能之间的关系

杜拉镍 301 的压缩强度、弹簧丝的强度以及室温疲劳性能见表 8.3-4～表 8.3-6。

表 8.3-4 杜拉镍 301 棒的抗拉和压缩强度

状 态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{-0.2}$/MPa
热轧态	751	340	362
时效态[①]	1 272	907	948
冷拔＋时效[①]	1 350	1 065	1 045

① 595℃×16 h 以 18℃/h 炉冷至 480℃后空冷。

表 8.3-5 杜拉镍 301 弹簧丝的强度（60%～70%冷拔）

合金丝直径 /mm	σ_b/MPa 冷拔	σ_b/MPa 冷拔＋时效
≤1.44	≥1 175	≥1 415
≥1.44～≤5.82	≥1 150	≥1 380
>5.82～≤7.92	≥1 070	≥1 310

表 8.3-6 杜拉镍 301 旋转梁试验的疲劳强度

状态	疲劳强度（10^8）/MPa	σ_b /MPa	疲劳强度/抗拉强度
冷拔	319	831	0.38
冷拔 + 时效①	382	1 270	0.30
热轧	295	715	0.41
热轧 + 时效①	350	1 215	0.29
热轧 + 退火②	310	695	0.45
热轧 + 退火 + 时效①	335	1 115	0.30

① 试样为抛光棒，595 × 16 h 炉冷至 540℃ × 6 h 空冷。

② 试样为抛光棒，940℃ × 15 min，水冷。

2.2 高温力学性能

时效硬化的杜拉镍 301 的高温瞬时拉伸性能如图 8.3-6 所示。400℃时材料的强度明显下降，538℃至 704℃，材料的塑性最差。

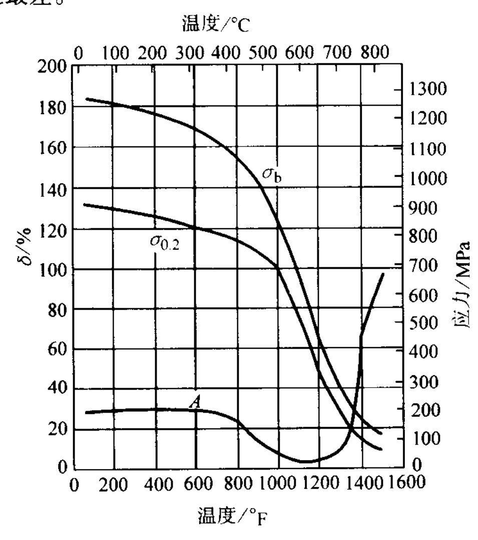


图 8.3-6 杜拉镍 301 时效状态的高温力学性能

2.3 耐蚀性

杜拉镍 301 的耐蚀性基本上与 Ni200 相同，它在氟化物玻璃中具有优异的耐蚀性，但在氟中，尤其是高温氟中耐蚀性不良，应谨慎使用。

2.4 热加工、冷成形、热处理和焊接性能

2.4.1 热加工

适宜的热加工温度范围为 1 040 ~ 1 230℃，可在 870℃进行终加工。为了获得细晶组织，锻造的再加热温度应为 1 180℃，并留有 30% 的变形量进行最终锻造加工。热加工后的材料应水冷以避免因析出而使材料过度硬化和出现裂纹。

2.4.2 冷成形

退火材料可以采用常规的冷成形方法进行冷加工。其冷成形性能基本上与 Ni200 相同，但杜拉镍 301 具有稍高的基体硬度，因此所需的变形力稍高于 Ni200。此材料的中等硬化速度和相当高的塑性使它可在无损伤的情况下施以大塑性变形加工。冷加工和冷加工 + 时效可显著提高材料的强度。图 8.3-7 为冷加工和冷加工 + 时效处理对杜拉镍 301 强度和硬度的影响。可根据实际需求选择适宜的冷加工变形量和时效热处理工艺。

2.4.3 热处理

1）退火　退火可使加工硬化材料软化，该材料的退火温度、时间与软化效果之间的关系如图 8.3-8 所示。随退火温度的提高所需时间随之减少，通常保温 1 ~ 5 min 即可获得理想的软化效果，冷却方式以水冷为宜。中间退火一般在 870 ~ 980℃之间进行，保温时间为 1 ~ 5 min。过长时间将引起晶粒长大。

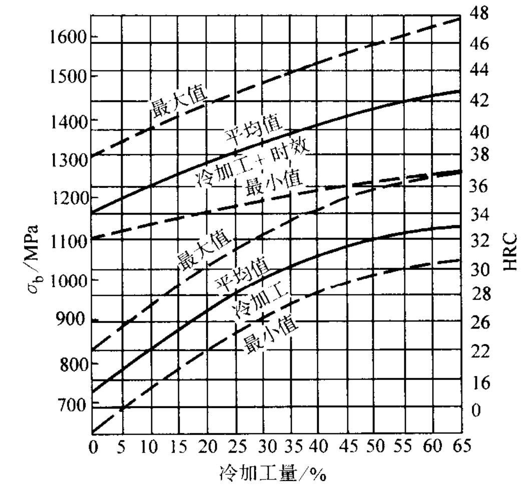


图 8.3-7 冷加工和冷加工时效对杜拉镍 301 的强度和硬度的影响

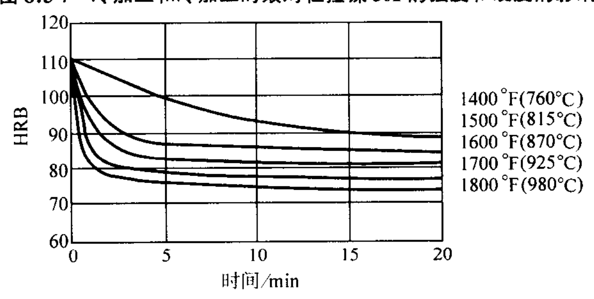


图 8.3-8 杜拉镍 301 的退火软化曲线

2）时效硬化　退火材料（135 ~ 185HB，75 ~ 95HRB）的时效硬化处理可采用两种时效硬化处理工艺。

① 连续时效硬化处理：（580 ~ 595℃）× 16 h 以 < 18℃/h 炉冷至 480℃，炉冷、空冷或淬火

② 阶梯时效硬化处理：（580 ~ 595℃）× 16 h—540℃ ×（4 ~ 6）h—480℃ ×（4 ~ 6）h

中等冷加工材料（185 ~ 250HB，8 ~ 25HRC）的时效硬化处理工艺：

连续时效硬化处理：（580 ~ 595℃）× 8 h 以 8℃/h 炉冷至 480℃炉冷、空冷或淬火。

阶梯时效硬化处理同退火材，只是保温时间减少至 8 h。

完全硬化的冷加工材（260 ~ 350HB，26 ~ 38HRC）的时效硬化处理除保温时间减少至 6 h 外，其他工艺参数同中等冷加工材料。

2.4.4 焊接

杜拉镍 301 在使用时很少需要焊接，如果需要焊接，可在退火条件下进行，使用含质量分数为 2.5% Ti 的 Ni61 焊丝。焊件应在 810 ~ 870℃进行 15 ~ 30 min 的消除应力处理，为避免应变时效裂纹，应快速加热至消除应力温度。为增加强度，焊接件可以进行时效强化处理。此合金亦可进电阻焊和钎焊。

2.5 物理性能

杜拉镍 301 的物理性能见表 8.3-7 至表 8.3-10。



表 8.3-7　杜拉镍 301 的一些物理常数

参　数	数　值
密度/$g\cdot cm^{-3}$	8.19
熔点范围/℃	1 400 ~ 1 440
比热容/$J\cdot kg^{-1}\cdot K^{-1}$	435
居里温度/℃	
退火材	15 ~ 50
时效硬化	95
弹性模量/GPa	
E	207
G	76
泊松比 μ[①]	0.31

① 泊松比 $\mu = \frac{E-2G}{2G}$

表 8.3-8　冷拔杜拉镍 301 棒动态弹性模量与温度的关系

温度/℃	弹性模量 *E*/GPa
27	207
93	205
150	203
205	200
260	197
315	194
370	191
425	188
480	184
540	181
595	179

表 8.3-9　杜拉镍 301 的室温磁导率

材料类型和状态	μ_{max}	μ			
		24 kA/m	16 kA/m	8 kA/m	4 kA/m
退火带	在 0.002 5T 时，250	3.65	4.28	5.93	8.44
815 ~ 870℃时效带	在 0.031 5T 时，527	7.46	10.58	18.63	32.8
595℃ × 10 h 炉冷棒材	在 0.047 5T 时，105	6.90	9.45	16.85	30.0

表 8.3-10　时效硬化态杜拉镍 301 的热导率，线胀系数和电阻率

温度/℃	线胀系数 /$10^{-6}K^{-1}$	热导率 /$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	电阻率 /$\mu\Omega\cdot m$
20	—	23.8	0.424
100	13.0	25.5	0.467
200	13.7	28.3	0.499
300	14.0	31.4	0.527
400	14.3	34.3	0.554
500	14.7	37.1	0.575
600	15.0	39.8	0.588
700	15.5	42.4	0.602
800	15.8	45.1	0.617
900	16.6	47.7	0.635
1 000	—	49.8	0.653
1 100	—	51.8	0.672

3　应用

杜拉镍 301 主要应用于既要求具有纯镍的耐蚀性又要求比较高的强度的环境，例如膜片、弹簧、夹片，挤压塑料的压力部件、氟化物玻璃生产的模具等。

编写：康喜范（钢铁研究总院）



第 4 章　镍铜耐蚀合金

由图 8.4-1 可知，在高温下镍与铜可以以任何比例互溶并且在冷却过程中形成固溶体。作为耐蚀结构材料广泛应用的 Ni-Cu 合金是一类含铜 28% ~ 32%（质量分数）的 Ni-Cu 合金。为赋予此类合金以易切削性、抗氧化性以及时效硬化特性，在此基础上派生出一系列 Ni-Cu 合金（表 8.4-1）。Ni70Cu30 合金具有面心立方结构，不能通过热处理进行强化，只能通过冷加工方式进行强化，含铝的 Ni-Cu 合金，可通过时效硬化处理使之析出 Ni_3Al（γ′）达到强化目的。

1　铜对镍耐蚀性的影响

1.1　铜对镍电化学行为的影响

铜对镍电化学行为的影响见图 8.4-2 和图 8.4-3。铜的加入，引起腐蚀电位向贵方向变动；钝化活化转变范围变宽；初始纯化的临介电流密度增加；维持钝化的电流（p3）密度显著增加；钝化区变宽。

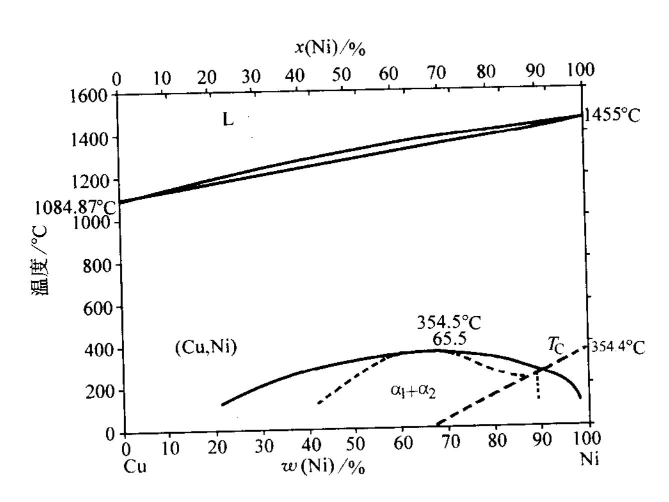


图 8.4-1　Ni-Cu 二元相图

表 8.4-1　镍铜耐蚀合金化学成分（质量分数）　　%

化学成分 标号	相应国内牌号	相当的国际上常用牌号	Ni	Cu	Fe	Mn	C	Al	Si	Ti	其他
Ni68Cu28Fe	MCu－28－1.5－1.8	Monel 400 DIN 17743 WNr.2.4360	≥63	28～34	1～2.5	≤1.25	≤0.16	≤0.5	≤0.5	—	S≤0.02
Ni68Cu28Fe	MCu－28－1.5－1.8	Monel 400 ASTM B127 和 B163	63～67	其余	≤2.5	≤1.25	≤0.30		≤0.5	—	S≤0.024
Ni68Cu28Fe	MCu－28－1.5－1.8	Monel 400 ASTM B164 和 B165	63～67	其余	≤2.5	≤2.0	≤0.30		≤0.5	—	S≤0.024
Ni68Cu28Fe	MCu－28－1.5－1.8	Monel 400 B.S.3076,3072	≥63	28～34	≤2.5	≤2.0	≤0.30	≤0.5	≤0.5	—	S≤0.02
Ni68Cu28S		Monel R－405 ASTM164(KI.B)	63～70	其余	≤2.5	≤2.0	≤0.3		≤0.5		S0.025～0.060
Ni68Cu28Al	Ni68Cu28Al	Monel K－500 DIN 17743	≥63	27～34	0.5～2.5	≤1.5	≤0.25	2～4	≤1.0	0.3～1.0	S≤0.01
Ni68Cu28Al	Ni68Cu28Al	WNr.2.437 4	63～70	其余	≤2.0	≤1.5	≤0.25	2/4	≤1.0	0.25～1.0	Mg0.08～0.12
Ni68Cu28Si1	—	Monel K－500 B.S.3071:1959NA1	其余	28～32	≤3.0	0.5～1.5	0.1～0.3		0.5～1.5	0.25～1.0	S≤0.05
Ni68Cu28Si3	—	GNiCu30Si1 B.S.3071:1959NA2	其余	28～32	≤3.0	0.5～1.5	≤0.15		2.5～3.0		S≤0.05
Ni68Cu28Si4	—	GNiCu30Si3 B.S.3071:1959NA3	其余	28～32	≤3.0	0.5～1.5	≤0.15		3.5～4.5		Mg0.08～0.12 S≤0.05
Ni68Cu28SiNb		GNiCu30Si4 GNiCu30Si1.5Nb	≥60	26～33	≤3.5	≤1.5	≤0.30	≤0.50	1.0～2.0		Mg0.08～0.12 Nb1.0～3.0

含大于 30%Ni 的镍铜合金，合金的钝化膜的结构类似于纯镍，并连续存在，随 Ni 的继续增加，合金的钝化特性变得越加显著，临界钝化电流密度（p1）明显下降。镍铜合金的临界钝化电流较纯镍高，在临界钝化电流处的临界电位较贵，一般认为，这与铜的加入增加了合金对 OH（或氧）的亲和力有关。亲和力的增加，为达到使 OH 逸出电位需要比较大的电流密度。

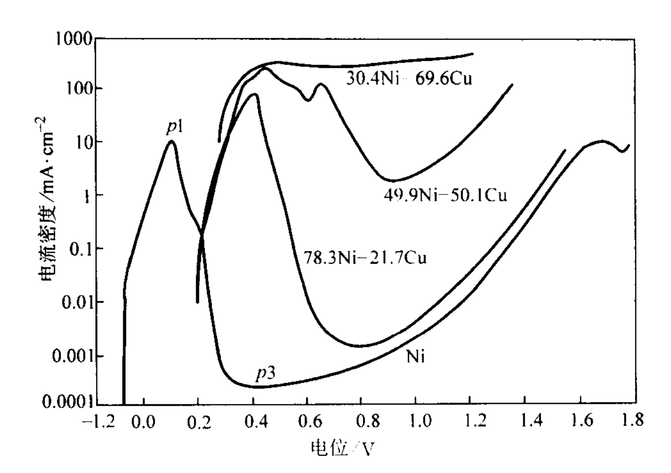


图 8.4-2　Ni－Cu 和 Ni 在 25℃脱气的 0.5 mol/L H_2SO_4 中的恒电位阳极极化曲线（参比电极 Ag/AgCl$_2$，标准 H_2 标度）

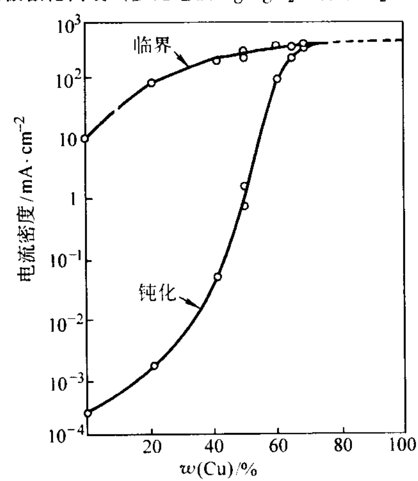


图 8.4-3　Ni－Cu 合金在 25℃，脱气的 0.5 mol/L H_2SO_4 中的临界纯化电流密度和维钝电流密度

1.2　铜对镍耐蚀性的影响

以铜对镍合金化，通常提高镍在还原性介质中的耐蚀性，而降低在氧化性介质中的耐蚀性和在空气中的抗氧化性。其影响程度与铜含量、介质条件相关。

图 8.4-4 和图 8.4-5 为铜对镍耐均匀腐蚀性能的影响。由图可知，在通气的室温 3.6% HCl、室温 8.2% H_2SO_4 和室温 8.4% H_3PO_4 中，随镍中铜含量的增加，合金的腐蚀速度下降，即耐蚀性提高，在铜含量（质量分数）为 30% 的合金中，Ni-Cu 合金的腐蚀速度最低，此后随铜含量的增加对耐蚀性不产生明显影响，基本上保持在一个稳定的腐蚀速度值。在室温通气的 10.5% HCl 和 5.24% HCl 中，当铜含量≤3.5%左右时，铜对镍的耐蚀性影响不显著，铜含量为 30% 的 Ni-Cu 合金的耐蚀性处于最佳状态，再继续提高铜含量，合金的耐蚀性显著降低。在室温 4% NaCl 通气的溶液中，最合适的铜含量为 20%，在 HF 酸和流动的海水中铜含量为 30%～35%的合金腐蚀速度最低。

铜对镍在空气中的抗氧化性能的影响如图 8.4-6 所示，在铜含量低于 30% 的范围内对其抗氧化性能的影响幅度较小，当铜含量超过此值后，随铜含量的增加，Ni-Cu 合金的抗氧化性能急剧恶化。

在含氟化物的应力腐蚀环境中，在铜含量低于 30% 的范围内，随铜含量的增加耐 SCC 性能下降，在铜含量为 30% 时，达最低点，此后随铜含量的增加耐 SCC 性能得到改善（图 8.4-7）。

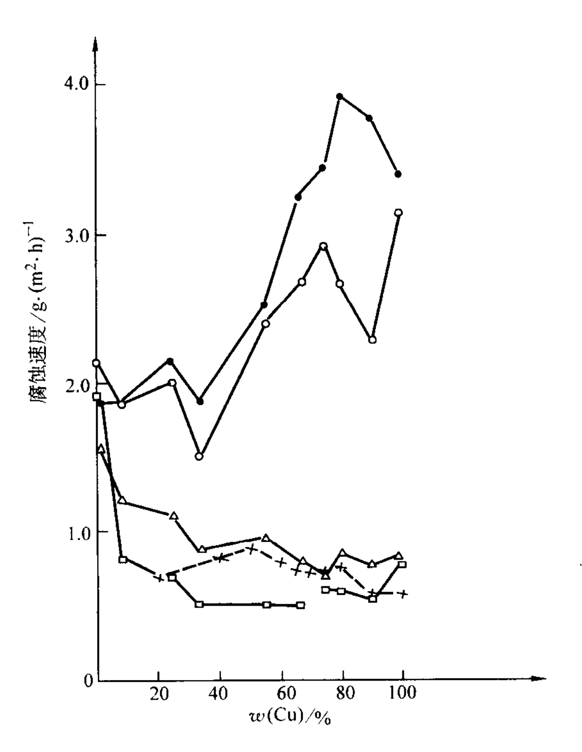


图 8.4-4　在酸介质中铜对镍耐蚀性的影响

•在 10.5% HCl 中，充入空气，室温，8 h 试验；
○在 5.24% HCl 中，充入空气，室温，8 h 试验；
+在 3.6% HCl 中，充入空气，25℃，3～4 h 试验；
△在 8.2% H_2SO_4 中，充入空气，室温，8 h 试验；
□在 8.4% H_3PO_4 中，充入空气，室温，8 h 试验

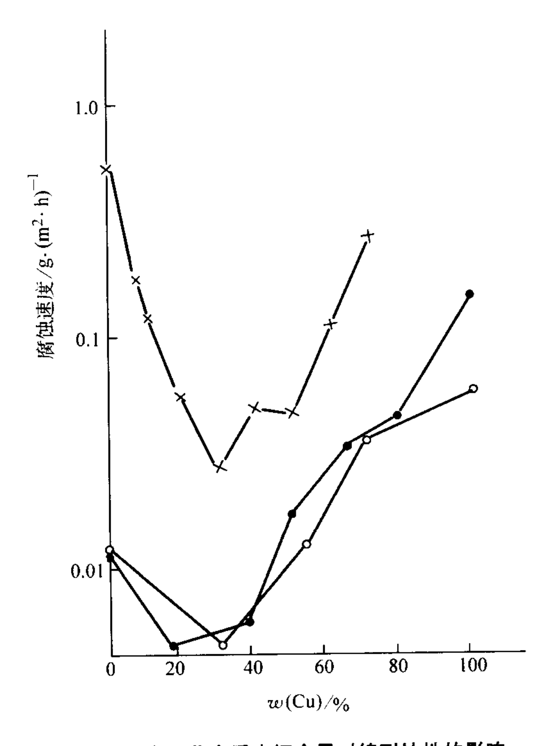


图 8.4-5　在一些介质中铜含量对镍耐蚀性的影响

•在 4% NaCl 溶液中，充入空气，25℃，试验 3 天；
○在流动海水中，流速 0.46～0.91 m/s，试验 427 天；
+在 80% HF 中，含 H_2O 0.5%～1.0%，4%焦油，其余为中间有机聚合物，未充入空气，130～145℃，102 天试验

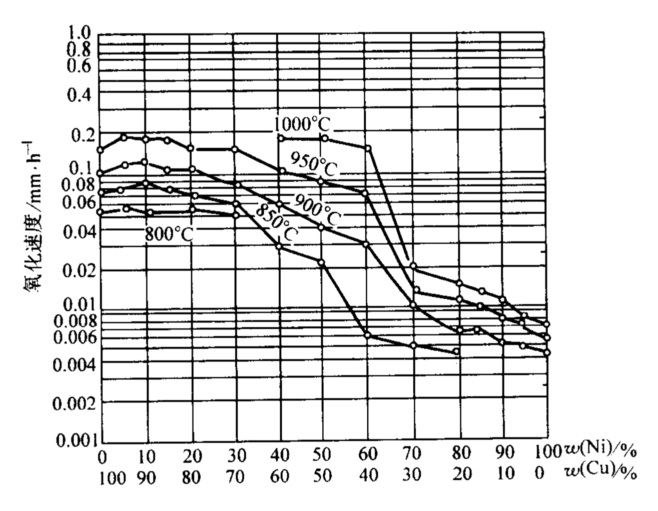


图 8.4-6　铜对镍抗氧化性能的影响（在空气中）

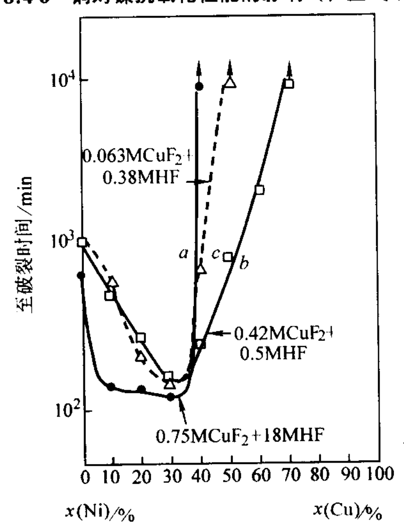


图 8.4-7　铜对镍在 HF 酸 + CuF_2 溶液中应力腐蚀行为的影响（23℃，施加应力为%σ_b）

2　常用镍铜耐蚀合金的组织、性能和应用

2.1　Ni68Cu28Fe（Monel 400）

Ni68Cu28Fe 是最早应用于工业的镍基耐蚀合金，由于其良好的综合性能，其使用量最大，应用范围最广，并取得了良好的使用效果，成为不可缺少的耐蚀结构材料。为了赋予它一些特殊性能，在此基础上又派生出多种合金牌号，就耐蚀性而言它们之间没有明显差别。

2.1.1　化学成分和组织特点

Ni68Cu28Fe的化学成分见表 8.4-1。它主要由 Ni、约 30%Cu（质量分数），1%～2%Fe（质量分数）和少量碳所组成。其组织结构为具有面心立方结构的单相奥氏体固溶体，由于镍和铜可以以任何比例互溶，没有金属间相析出，在一定的受热条件下有碳化物存在。

2.1.2　Ni68Cu28Fe 的室温力学性能

不同类型的冶金产品在不同状态下的室温拉伸性能见表 8.4-2。板、带材的冷加工硬化倾向见表 8.4-3。棒材、锻件和板、带材的拉伸性能与合金硬度的关系分别绘于图 8.4-8 和 8.4-9。

Ni68Cu28Fe 合金的室温抗压强度，扭转性能、承载强度（Bearing Strength）和剪切强度分别列入表 8.4-4～表 8.4-7。

冲击性能见表 8.4-8～表 8.4-10。合金的室温疲劳性能和弹簧的特性见表 8.4-11～表 8.4-13。

2.1.3　Ni68Cu28Fe 合金的低温力学性能

不同状态的 Ni68Cu28Fe 合金的低温力学性能见表 8.4-14。低温冲击性能见表 8.4-15 和表 8.4-16。

由合金的低温冲击性能数据可知，甚至在液氮氦温度，合金的冲击性能也未见脆性断裂现象，不存在塑－脆转变现象。

2.1.4　Ni68Cu28Fe 合金的高温力学性能

退火态的 Ni68Cu28Fe 合金的高温瞬时力学性能如图 8.4-10 所示。

不同状态 Ni68Cu28Fe 合金的蠕变性能如图 8.4-11～图 8.4-13 所示，持久强度如图 8.4-14 和图 8.4-15 所示。

Ni68Cu28Fe 的高温松弛性能如图 8.4-16 所示。

表 8.4-2　Ni68Cu28Fe 合金的室温力学性能

材料及状态		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ /%	硬度	
					HB	HRB
棒材：	退火态	516～620	170～345	60～35	110～149	60～80
	热加工态（≤54 mm 型材）	551～757	275～690	60～30	140～241	75～100
	热加工态（≥54 mm 型材）	516～689	205～380	50～30	130～184	72～90
	冷拔态，应力消除处理后	578～827	380～690	40～22	160～225	85～20HRC
中厚板：	热轧态	516～655	275～515	45～30	125～215	70～96
	热轧并退火态	482～585	195～345	50～35	110～140	60～76
薄板：	退火态	482～585	170～310	50～35	—	≤73①
	冷轧，硬态	689～827	620～755	15～2	—	≤93①
冷轧带：	退火态	517～585	170～310	55～35	—	≤68
	回火态	689～964	620～895	15～2	—	≥98①
管材（无缝）：	冷拔＋退火态	516～585	170～310	50～35	—	≤75①
	冷拔＋应力消除态	585～827	380～690	35～15	—	85～100①
	热交换器管，退火态	516～585	195～310	50～35	—	≤75①
	热交换器管，应力消除态	585～723	380～620	35～20	—	85～97①
	退火态	＜585	205～310	45～30	—	≤73①
	半硬化态	585～723	380～550	30～10	—	75～87①
	全硬化态	757～895	620～755	10～3	—	95～27HRC

续表 8.4-2

材料及状态		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ /%	硬度 HB	硬度 HRB
冷拔丝：	退火态	482 ~ 654	205 ~ 380	45 ~ 25	—	—
	$\frac{1}{4}$硬化态	665 ~ 825	450 ~ 655	25 ~ 15	—	—
	半硬化态	755 ~ 930	585 ~ 825	18 ~ 8	—	—
	$\frac{3}{4}$硬化态	861 ~ 1 035	690 ~ 930	8 ~ 5	—	—
	全硬化态	1 000 ~ 1 240	830 ~ 1 170	5 ~ 2	—	—

① 由于产品尺寸不同，硬度有一波动范围。

表 8.4-3 冷轧 Ni68Cu28Fe 合金板、带的硬度

状态	硬度 HRB 薄板	硬度 HRB 带材
深拔和旋压	≤76	≤76
退火	≤73	≤68
表面硬化	—	68 ~ 73
¼硬化	73 ~ 83	73 ~ 83
半硬化	82 ~ 90	82 ~ 90
¾硬化	—	89 ~ 94
全硬化	≥93	93 ~ 98
弹簧	—	≥98

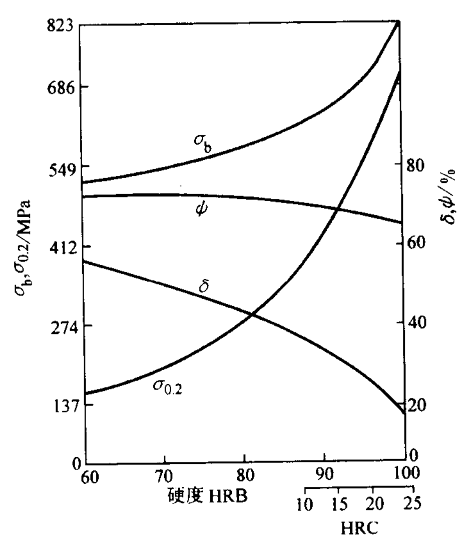


图 8.4-8 Ni68Cu28Fe 合金热轧和冷拔棒材、锻件室温抗拉强度、塑性与硬度的关系

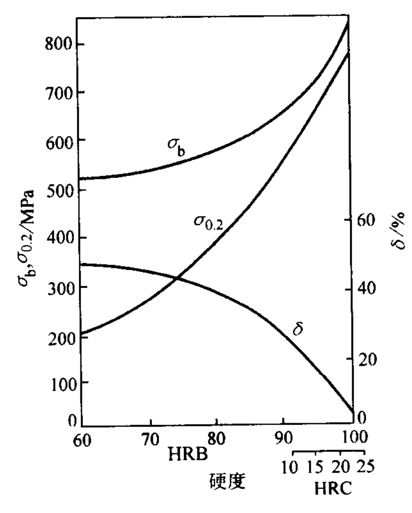


图 8.4-9 Ni68Cu28Fe 合金板、带材的室温强度、塑性与硬度的关系

表 8.4-4 Ni68Cu28Fe 合金的压缩和拉伸性能

状态	压缩 $\sigma_{-0.01}$ /MPa	压缩 $\sigma_{-0.2}$ /MPa	拉伸 σ_b /MPa	拉伸 $\sigma_{0.01}$ /MPa	拉伸 $\sigma_{0.2}$ /MPa	拉伸 δ /%
热轧态	226	260	576	254	281	59.5
冷拔 + 274℃消除应力	398	555	665	515	597	27.0
冷拔 + 788℃ × 3 h，炉冷退火	130	192	535	192	226	44.0

表 8.4-5 Ni68Cu28Fe 合金的室温扭转性能

材料类型和状态	直径 /mm	抗拉性能 σ_b /MPa	抗拉性能 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗扭性能 破断强度 /MPa	抗扭性能 比例极限 /MPa	比值 扭转破裂强度 /σ_b	比值 扭转比例极限 /σ_b	比值 扭转比例极限 /扭转破裂强度
丝材 冷拔 75%	3.8	1 077	—	755	466	0.700	0.433	0.618
冷拔 75% + 消除应力	3.8	1 098	—	1 720	446	0.656	0.404	0.619
棒材 热轧态	25.4	590	260	453	158	0.768	0.267	0.349
冷拔 20%	25.4	789	734	494	322	0.626	0.408	0.653
	38	775	700	487	309	0.628	0.398	0.634



表 8.4-6　Ni68Cu28Fe 合金的承载强度

状态	拉伸性能			承载强度		承载强度/$\sigma_{0.2}$	承载强度/σ_b
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	屈服强度[①]/MPa	断裂强度[②]		
退火态	480	187	42.5	398	995	2.13	2.07
半硬态	520	386	32.0	673	1 139	1.75	2.19
全硬态	808	755	5.0	1 111	1 451	1.47	1.79

① 板中的孔直径扩大 2%。
② 板子撕开。

表 8.4-7　Ni68Cu28Fe 合金的抗剪强度（室温双剪切）

状　态	厚度/mm	抗剪强度/MPa	σ_b/MPa	硬度 HRB	抗剪强度/σ_b
热轧退火	1.07	334	500	65	0.67
冷轧退火	0.74	340	527	60	0.65

表 8.4-8　Ni68Cu28Fe 合金的冲击吸收功

状　态	冲击吸收功/J	
	艾　氏	夏比 U 形缺口
热轧态	135 ~ 162	298
锻　态	101 ~ 155	—
冷拔态	101 ~ 155	203
退火态	121 ~ 162	291

表 8.4-9　Ni68Cu28Fe 棒的拉伸冲击性能

状　态	冲击性能			拉伸性能				HB
	A_K/J	δ(90 mm)/%	ψ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ(50 mm)/%	ψ/%	
冷拔 24%，消除应力	130	15.0	63.7	667	594	27.0	66.4	199
退火(788℃ × 3 h)	174	29.0	68.0	537	229	44.0	65.9	123

表 8.4-10　Ni68Cu28Fe 夏比扭转冲击试验结果

状　态	韧　性		扭转角度/(°)	硬度　HB
	冲击吸收功/J	冲击韧度/J·cm^{-2}		
热轧态	46	145	101.5	145
冷拔，25%，消除应力	53	165	98.0	199
788℃退火	40	125	102.0	123

表 8.4-11　Ni68Cu28Fe 合金薄板和带材的室温疲劳强度[①]

材料状态	疲劳强度/MPa	抗拉强度/MPa	疲劳强度/抗拉强度
退火态	145	515	0.28
$\frac{1}{4}$硬化态	169	527	0.32
$\frac{1}{2}$硬化态	196	580	0.34
全硬化态	269	868	0.31
全硬化态 + 应力平衡处理(274℃ × 3 h)	282	916	0.31

① 试样为轧制表面，试验在室温下空气中进行。

表 8.4-12　Ni68Cu28Fe 合金棒材的室温疲劳强度

状　态	疲劳强度/MPa	抗拉强度/MPa	疲劳强度/抗拉强度
退火态	231	565	0.41
热轧态	289	606	0.48
冷拔态	279	723	0.39
冷拔，应力平衡态[①]	303	717	0.42
冷拔，应力消除态[②]	255	665	0.38

① 274℃/3 h 处理。
② 538℃/3 h 处理。

表 8.4-13　Ni68Cu28Fe 合金弹簧的性能

冷缠后的热处理情况	σ_b/MPa	抗扭强度/MPa	抗扭比例极限/MPa
冷缠后	1 080	759	468
冷缠后 + 应力平衡处理[①]	1 205	758	421
冷缠后 + 302℃处理	1 150	723	446

① 应力平衡处理为 273℃ × 3 h。

表 8.4-14　Ni68Cu28Fe 合金的低温力学性能

试验状态	温度/℃	力学性能			
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
冷拔态	室温	715	645	19.0	71.0
	– 79	810	695	21.8	70.2
锻　态	室温[①]	710	645	17.3	72.5
	21.1	635	460	31.0	72.7
	– 183	885	630	44.5	71.8
	– 253	980	665	38.5	61.0
退火态	21.1	540	215	51.5	75.0
	– 183	795	340	49.5	73.0

① 试验前先在 – 79℃保持数小时，然后在室温下试验。

表 8.4-15　Ni68Cu28Fe 合金的低温夏比冲击性能

状　态	冲击吸收功/J			
	24℃	– 30℃	– 80℃	– 190℃
热轧态	297	—	289	266
冷拔退火态	293	287	297	287
焊态	106	—	—	99

表 8.4-16　热轧 Ni68Cu28Fe 合金中厚板的低温冲击吸收功

温度/℃	缺口型式	方　向	冲击吸收功/J
– 252[①]	V 形	纵向	191 ~ 297
– 252[①]	V 形	横向	164 ~ 298
– 252[①]	钥匙孔形	纵向	110 ~ 118
– 252[①]	钥匙孔形	横向	98 ~ 102
– 262[②]	V 形	纵向	未断
– 262[②]	V 形	横向	232 ~ 262
– 262[②]	钥匙孔形	纵向	167 ~ 198
– 262[②]	钥匙孔形	横向	123 ~ 157

① 在液氢温度 5 次试验的平均值。
② 在液氦中 4 次试验的平均值。

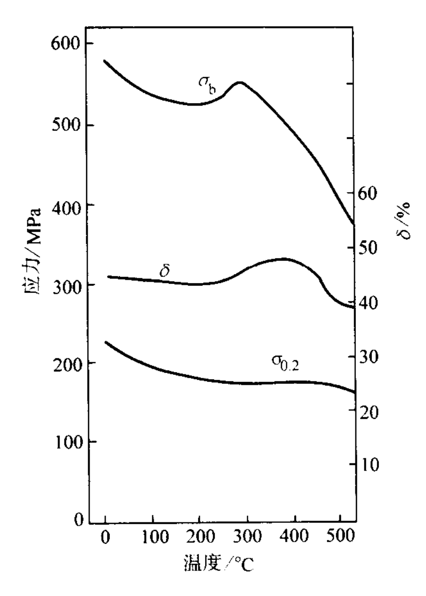


图 8.4-10 退火态 Ni68Cu28Fe 合金的瞬时高温力学性能

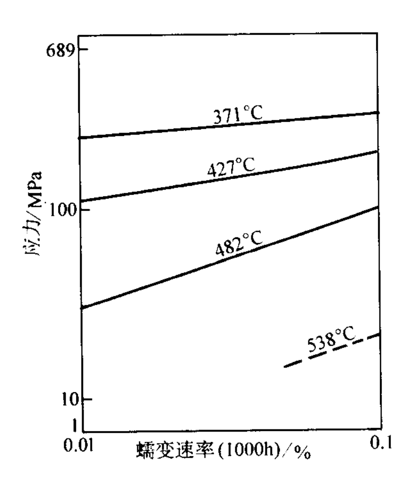


图 8.4-11 Ni68Cu28Fe 热轧合金的蠕变性能

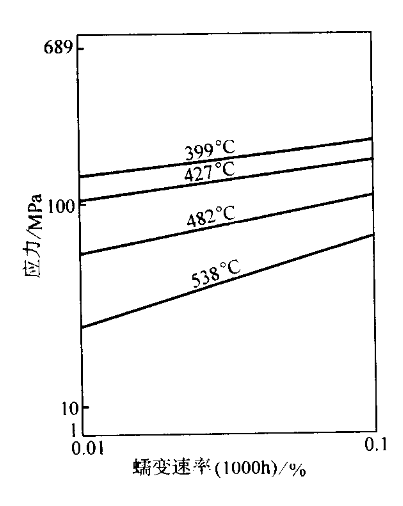


图 8.4-12 Ni68Cu28Fe 冷拔退火合金
(816℃ × 3 h 处理)的蠕变性能

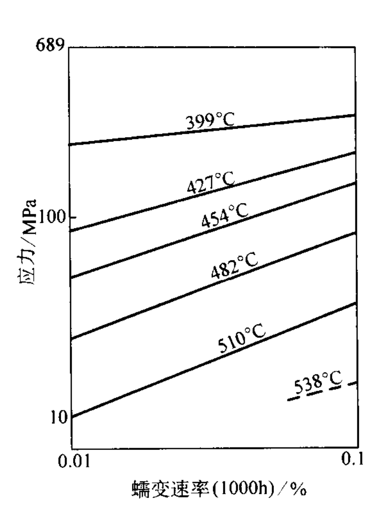


图 8.4-13 20%冷拔并经应力消除处理
(538℃ × 8 h 处理)的 Ni68Cu28Fe 合金的蠕变性能

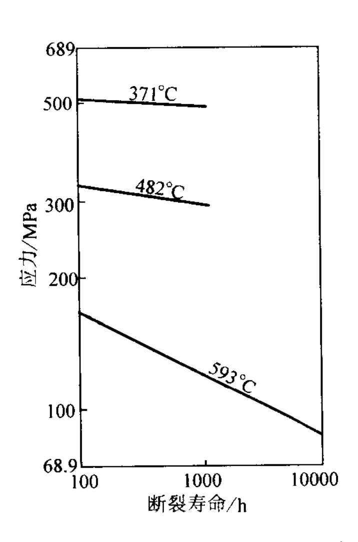


图 8.4-14 冷拔退火(816℃ × 30 min)
处理的 Ni68Cu28Fe 合金的持久性能

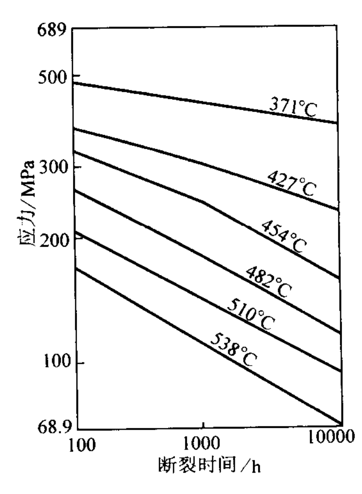


图 8.4-15 冷拔并消除应力的 Ni68Cu28Fe 合金的持久强度
(538℃ × 8 h 处理)



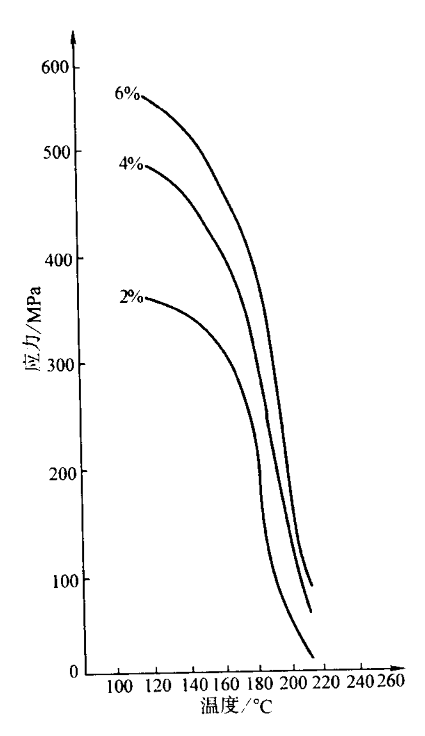


图 8.4-16 7 天内产生 2%、4%和 6%松弛的 Ni68Cu28Fe 合金所需的应力

2.1.5 耐蚀性

Ni68Cu28Fe 合金具有良好的耐蚀性，在还原性介质中较纯镍耐蚀，在氧化性介质中较铜耐蚀。由于此合金为单相奥氏体固溶合金，因此，不存在复相合金由于不同相之间的电偶反应所引起的腐蚀。

(1) 均匀腐蚀

1) 大气腐蚀　在大气中，Ni68Cu28Fe 合金具有极高的耐蚀性，属极耐蚀的合金。图 8.4-17 为在美国不同地区的大气条件下，放置 20 年的试验结果。在海洋大气中 20 年的试验结果表明 Ni68Cu28Fe 也呈现出极好的耐蚀性。在美国北卡州 Kure Beach 距大洋 24.4 m，20 年的暴露试验，平均腐蚀速度 < 0.000 25 mm/a，与其他合金对比数据见表 8.4-17。

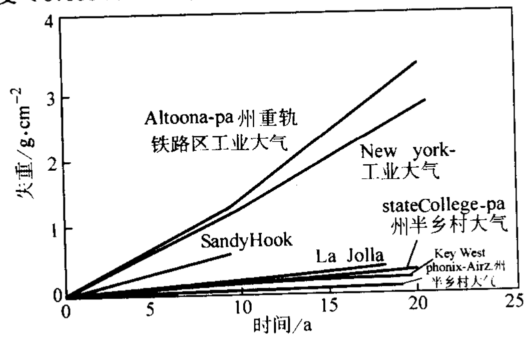


图 8.4-17 Ni68Cu28Fe 在美国不同地区不同大气条件下 20 年的腐蚀试验结果

表 8.4-17 Ni68Cu28Fe 合金在海洋大气中的腐蚀①

合　金	平均失重 /$mg \cdot dm^{-2}$	平均腐蚀速度① /$mm \cdot a^{-1}$
Ni200	486.6	< 0.002 5
0Cr20Ni32AlTi（800 合金）	279	< 0.002 5
0Cr15Ni75Fe（600 合金）	19.7	< 0.002 5
Ni68Cu28Fe（Monel400）	644.7	< 0.002 5
0Cr21Ni42Mo8Ti（825 合金）	8.7	< 0.002 5

① 挂片地点：美国 NC 州，Kure 海滨，距海洋 24.4 m。Ni200 和 600 合金未见点蚀，其余合金 4 个最深蚀点平均深度 < 0.025 mm。

2) 水腐蚀　在水中，具有良好耐均匀腐蚀的合金的最主要的问题是产生点蚀和应力腐蚀，例如不锈钢和铝合金，尽管它们具有良好的耐均匀腐蚀性能，但在水中的点腐蚀和应力腐蚀常常伴随而生，因此在选择时必须十分小心和慎重。而 Ni68Cu28Fe 合金，不仅具有良好的耐水环境的均匀腐蚀，而且很少出现点蚀和应力腐蚀。

① 淡水：在淡水和蒸馏水中，Ni68Cu28Fe 合金具有极佳的耐蚀性，在最严苛的温度，流速和通入空气的条件下，其腐蚀速度通常 < 0.025 mm/a。在酸性含氧化性盐类的矿山水中，合金的腐蚀将变得严重，但仍属于耐蚀材料之列。

② 高纯水：在压水堆一回路加压水中，此合金的腐蚀速度较 0Cr15Ni75Fe（Inconel600）合金和 0Cr18Ni11N6 合金高 2～3 倍，但并未超出应用的允许量。

③ 蒸汽：在蒸汽/热水共存的系统中，例如在冷凝器中，如果二氧化碳和空气（非冷凝物）以一定比例存在于蒸汽中，此合金将会出现明显地腐蚀。例如，在 71℃蒸汽冷凝条件下，当气相中含有 70% CO_2 和 30%空气时，在短期试验中，Ni68Cu28Fe 的腐蚀速度高达 1.5 mm/a，当气相中的 CO_2 和空气为其他比例时，腐蚀速度较低。供水脱气或排除非冷凝气体将防止这种腐蚀。

④ 盐水：在海水和半咸水中，在高流速的条件下，Ni68Cu28Fe 提供了优秀的使用性能。在空蚀—磨蚀的工况条件下，此合金呈现优异的服役性能。因此在盐水环境中，它可以制造螺旋桨和轴，泵轴、叶轮和冷凝器传热管。此合金的另一重要用途是制造海洋采油平台飞溅区防海水腐蚀的结构部件。在强烈搅动和通空气的海水中其腐蚀速度不会超过 0.025 mm/a，但在静止的海水中，Ni68Cu28Fe 合金易产生点蚀，但它的扩展却很慢，几年后其深度也不会超过 1.3 mm。在静止的海水中 3 年的试验结果见表 8.4-18。

表 8.4-18 Ni68Cu28Fe 在静止海水中 3 年暴露试验的结果

合金牌号	最大点蚀深度/mm
Ni68Cu28Fe（Monel400）	1.067
Ni68Cu28Al（Monelk－500）	0.864
0Cr21Ni42Mo3Ti（Incoloy825）	0.025
0Cr21Ni58Mo9Nb（Inconel625）	不存在
0Cr17Ni12Mo2（AISI316）	1.575

3) 气体腐蚀　Ni68Cu28Fe 合金在室温干燥气体中是耐蚀的，但在含有明显数量水的氯、溴，氮氧化物、氨和二氧化硫气体中不耐蚀。

① 空气　Ni68Cu28Fe 合金在空气和氧中的抗氧化能力低于纯镍，在空气中连续工作的最高温度约为 600℃。

② 高温蒸汽　在此介质中，合金的使用温度应≤485℃，在高流速的蒸汽中，合金具有良好的耐冲蚀性能。在遭受应力的 Ni68Cu28Fe 合金中在高于 455℃的蒸汽中将会产生晶间脆化，在 474℃和 500℃最为严重。这是此合金上限使用温度不能超过 485℃的基本原因。在 150～250℃无氧存在的蒸汽中，经 1 000～1 500 h 试验，合金的腐蚀速度小于 0.025 mm/a。

③ 氨　在 585℃以下的无水氨和氮化条件下，Ni68Cu28Fe 具有良好的耐蚀性。在合成氨厂转化器催化装置中经 3.3 年的试验结果指出，在 490～550℃，排出气体成分为 60% H_2、20% N_2、12%氨、8% Ar（体积分数）的环境中，合金不腐蚀或只有较少的腐蚀。在类似气体成分的 690℃下暴露 4 个月的试验指出，Ni68Cu28Fe 合金遭到了严重腐蚀。在氨氧化工艺中的空气和氨的混合气体中，Ni68Cu28Fe 合金未遇到腐蚀问题，该合金在氨氧化设备中作为气体过滤器材料已获得成功使用。



④ 硫　Ni68Cu28Fe 合金，由于富镍又不含抗氧化性的合金元素，在熔融硫和含硫介质中，在一定的温度条件下易形成低熔点硫化镍而遭到腐蚀破坏。在还原性硫和硫化物（液态硫和蒸气、硫化氢）中，其使用温度限于 320℃以下；在氧化性硫化物中（SO_2）其使用温度不能超过 370℃。

⑤ 湿态硫化氢　湿态硫化氢具有中等腐蚀性，较不含水的硫化氢腐蚀性强烈，在不断吹入硫化氢的 66℃水中，合金的腐蚀速度达到 0.75 mm/a。

⑥ 氯和氯化氢　氯化氢较氯的腐蚀性严重，Ni68Cu28Fe 合金，在具有相同腐蚀速度的前提下，在氯化氢中的使用温度低于在氯中的使用温度（表 8.4-19）。此合金已成功地应用于氯反应釜和槽车的浮阀，氯气管线的孔板和氯分配器中的各种部件。在低于露点的湿氯和湿氯化氢和冷凝条件下，介质的浸蚀性十分强烈，此合金将遭到严重腐蚀。

表 8.4-19　Ni68Cu28Fe 合金在氯和氯化氢中的腐蚀

介　质	短期试验超过下述腐蚀速度（mm/a）的温度/℃					建议使用温度/℃
	0.75	1.5	3.0	15	30	
干氯气	399	538	593	649	677	427
干氯化氢气	232	260	343	482	566	232

⑦ 氟和氟化氢　Ni68Cu28Fe 合金在高温氟和 UF_6 中具有良好的耐蚀性，在低于 550℃使用是耐蚀的，长期使用结果表明，即使在 400℃的氟中，此合金将产生沿晶腐蚀，冷弯后会出现沿晶断裂。UF_6 的腐蚀性不及氟，在 816℃的 UF_6 中，Ni200 的腐蚀速度仅为在 700℃氟中的三分之一。Ni68Cu28Fe 在不同氟中的腐蚀数据见表 8.4-20，由于试验条件的差异，其数据不完全一致。

表 8.4-20　Ni68Cu28Fe 在氟气中的腐蚀

介质条件	在下述温度（℃）的腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$															
	27	200	204	250	300	350	370	400	450	500	538	550	600	650	700	750
流动氟气																
5 h	0.06	—	0.012	—	—	—	0.05	—	—	—	0.76	—	—	—	—	—
24 h	0.013	—	0.012	—	—	—	0.04	—	—	—	0.29	—	—	—	—	—
120 h	0.005	—	0.002	—	—	—	0.03	—	—	—	0.18	—	—	—	—	—
氟气 4 h	—	—	—	—	—	—	—	0.15	0.46	0.61	—	—	18.29	24.38	45.78	—
99.5%纯氟 4～6 h												—	0.866	1.04	—	73.66

表 8.4-21 给出了 Ni68Cu28Fe 在不同状态的 HF 气体中的耐蚀性，HF 较纯氟对合金的腐蚀轻得多，氧的存在加速了合金的腐蚀，含水 HF 气体且又有冷凝条件存在时将加速合金的进一步腐蚀，因此在这种严苛腐蚀的 HF 气体中，不推荐使用 Ni68Cu28Fe 合金，在 HF 气体中的最高使用温度在 550～650℃，视介质条件的变化而波动，通常在 550℃以下的温度使用是安全的。在含水蒸气的 HF 气体中，合金的耐蚀性如图 8.4-18 和图 8.4-19 所示。

表 8.4-21　在 HF 气中 Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性

$mm \cdot a^{-1}$

介　质	试验温度/℃								
	40	100	300	500	550	600	650	700	750
干 HF				0.90		0.75			0.90
含 0.5%～3%HF	0.04	0.01	0.04	0.98	—	—	—	—	—
湿 HF	—	—	—	—	0.78	1.8	2.7	3.6	0
无水 HF	—	—	—	1.2	1.2	1.8	—	—	—
HF	—	—	—	—	(550～600℃) 0.34	—	—	—	—

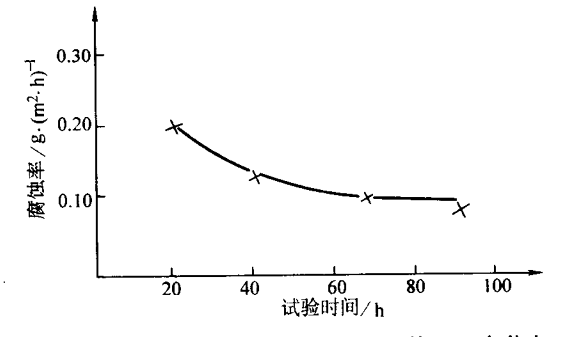


图 8.4-18　Ni68Cu28Fe 在 HF:H_2O = 70:30 的 500℃气体中，合金腐蚀率随试验时间的变化

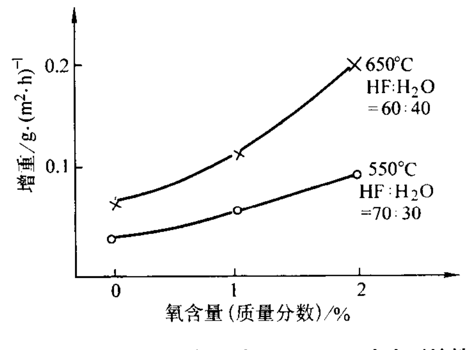


图 8.4-19　在 HF 气体中氧含量对 Ni68Cu28Fe 合金耐蚀性的影响

⑧ 碘　在碘蒸气中 Ni68Cu28Fe 的腐蚀见表 8.4-22。

表 8.4-22　Ni68Cu28Fe 合金在碘蒸气中的腐蚀

（400 mmHg 压力，试验时间 24 h）

合　金	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
	300℃	450℃
Ni200	0.27	1.22
Ni201	0.52	0.76
Ni68Cu28Fe	0.55	2.53

在这种环境下使用，其使用温度不宜超过 300℃。

4）Ni68Cu28Fe 合金在酸中的腐蚀

① 硫酸　Ni68Cu28Fe 合金在各种硫酸中的耐蚀性见图 8.4-20～图 8.4-22 和表 8.4-23。硫酸浓度，温度以及充空气与否均是影响合金耐蚀性的重要因素。在不含空气（氧）的 30℃的硫酸中，在浓度≤85%时，合金是耐蚀的，当浓度超过 85%时，因酸中氧的溶解量增加，H^+ 浓度降低，合金的耐蚀性急剧降低，提高酸的温度和通入空气都将加速合金的腐蚀，在通空气的条件下，温度的影响尤其显著，在 60℃和 95℃不含空气的硫酸中，合金耐蚀的极限浓度≤65%；在



沸腾温度，其耐蚀的硫酸浓度限于 15%以下。

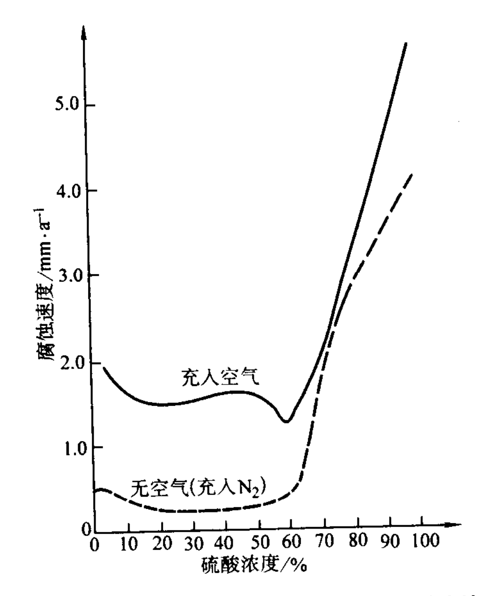


图 8.4-20　在 95℃ H_2SO_4 中，Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀速度
流速 5 m/min

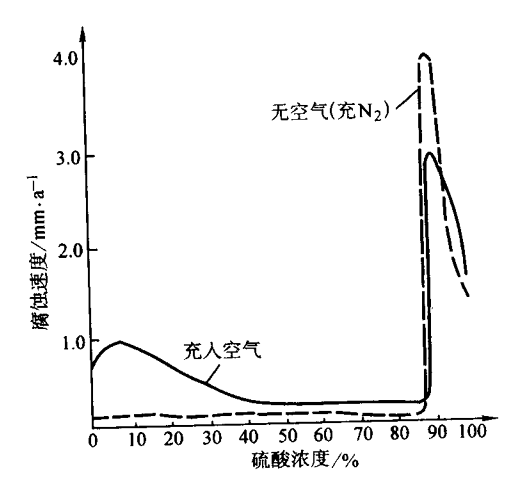


图 8.4-21　在 30℃ H_2SO_4 中 Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀速度
流速 5.2 m/min

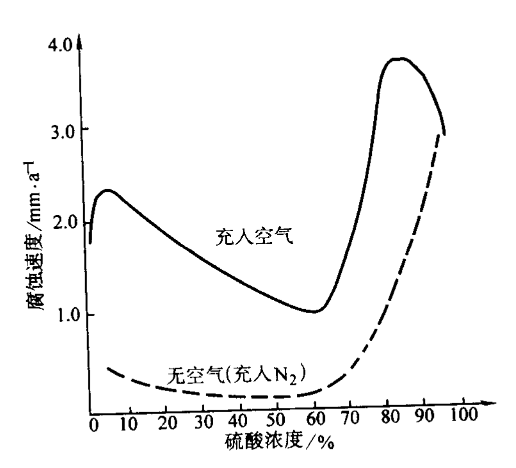


图 8.4-22　在 60℃ H_2SO_4 中，Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀速度
流速 5.2 m/min

硫酸的流速增加，尤其是在介质中存在悬浮固体颗粒时，将加速合金腐蚀，在使用中应予以避免。

表 8.4-23　在沸腾 H_2SO_4 中，Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀试验结果

H_2SO_4 浓度/%	沸腾温度/℃	试验时间/h	腐蚀率/mm·a⁻¹
5	101.0	23	1.02
10	102.5	23	0.72
19	103.5	23	22.5
50	122.0	20	195.0
75	182.0	20	690.0
96	293.0	3	990.0

② 亚硫酸　亚硫酸常常引起 Ni68Cu28Fe 合金的严重腐蚀，因此此合金不能用于处理亚硫酸盐造纸纸浆工业中的亚硫酸和亚硫酸氢钙的设备和构件。然而在稀亚硫酸溶液中，Ni68Cu28Fe 却具有好的耐蚀性，例如在用后的蒸煮液中或在纸浆中，此合金呈现出满意的耐蚀性，已成功用于亚硫酸盐纸浆工厂的清洗器、增厚器和滤网。

③ 氢氟酸　Ni68Cu28Fe 是可以用于处理 HF 酸的少数几个金属材料之一。图 8.4-23 是此合金在 HF 酸中的等腐蚀图。在不含空气的 HF 酸中，Ni68Cu28Fe 合金在直到沸点的任何浓度的 HF 酸中均具有可用的耐蚀性。合金在 HF 酸环境下的不同部位对它的耐蚀性有明显地影响，在液相中腐蚀率最低，在气相中最高（图 8.4-24）。

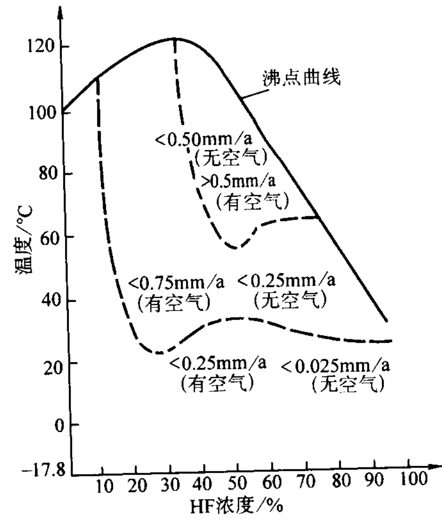


图 8.4-23　Ni68Cu28Fe 合金在 HF 酸中的等腐蚀图

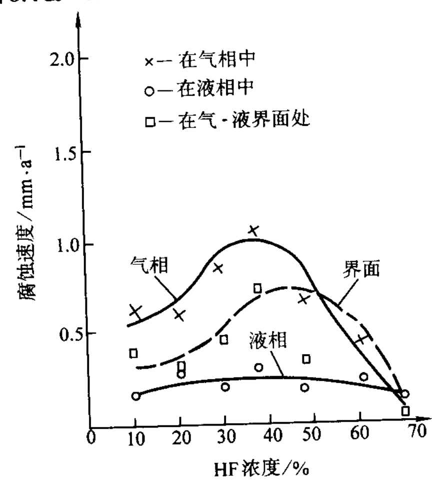


图 8.4-24　在 60℃不同浓度的 HF 酸中，Ni68Cu28Fe 合金在酸环境下，在气相中、在气－液界面处的腐蚀速度



在不同浓度的 HF 酸中，流速和温度对 Ni68Cu28Fe 合金耐蚀性的影响见表 8.4-24 和表 8.4-25。在沸腾温度无氧 HF 酸中 Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性与浓度的关系如图 8.4-25 所示。由上述数据可知，在常压无氧的 HF 酸中（30%HF 酸除外），Ni68Cu28Fe 是耐蚀的（年腐蚀率 ≤ 1.0 mm 为标准）。在含氧的 HF 酸中随氧含量的提高合金的耐蚀性下降，合金在通空气的 HF 酸中的腐蚀较不通气的 HF 酸中的腐蚀要提高 5 ~ 200 倍。在用不同氧含量的氮净化 HF 酸的腐蚀试验结果见表 8.4-26 和表 8.4-27。

表 8.4-24　Ni68Cu28Fe 合金在试剂级 HF 酸中的腐蚀
（流速 1.28 ~ 2.23 m/min）

HF 酸浓度 /%	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$			
	空气饱和①		N_2 净化②	
	30℃	80℃	30℃	80℃
25	0.94	0.28	0.005	0.061
50	0.20	0.99	< 0.002 5	0.013

① 试验时间 24 h。
② 试验时间 48 h。

表 8.4-25　Ni68Cu28Fe 合金在 HF 酸中的耐蚀性

HF /%	温度 /℃	试验时间 /d	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$				备注
			Ni68Cu28Fe	Ni68Cu28Fe（铸造）	Ni68Cu28Si2	Ni68Cu28Si4	
10	21.1	—	2.7				①
10	58	0.8	2.4				①
25	30	6	0.06	0.18	0.12	0.06	②
25	30	1	11.1	5.7	5.7	2.7	③
25	80	6	0.72	0.39	0.12	0.06	②
25	80	1	3.3	6.0	6.6	6.3	③
35	117	6	0.33				②
48	20	—	1.2				①
48	115	8	0.27				④
50	30	6	0.03	0.15	0.06	0.12	②
50	30	1	2.4	1.8	2.1	0.9	③
50	80	6	0.18	0.66	0.27	0.60	②
50	80	1	11.7	11.1	13.2	13.8	③
60	室温	2	4.5				①
70	21.1	8	0.03				④
70	50	4	1.26				④
70	115	8	5.1				④
93	21.1	8	0.9				④
98	115	8	0.6				④
100	38	—	0.27				④
100	150	8	0.27				④
							④

① 在开口容器内。
② 无空气，浸入闭口容器内。
③ 有饱和空气，浸入闭口容器内。
④ 在闭口容器内。

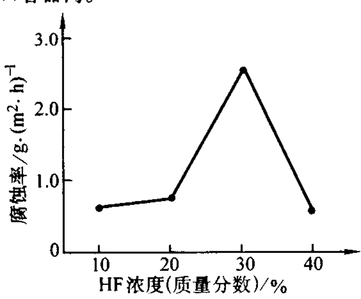


图 8.4-25　Ni68Cu28Fe 合金在 HF 酸（沸腾温度，无氧条件下）中的耐蚀性

表 8.4-26　净化用氮中氧含量对 Ni68Cu28Fe 合金耐蚀性的影响　$mm \cdot a^{-1}$

净化用氮气中的氧含量（体积分数）/%	38%HF，沸腾		48%HF，沸腾	
	液相	气相	液相	气相
< 5	0.237	0.171	0.282	0.061
< 500	0.420	0.30	0.54	0.096
< 1 000	0.240	0.279	0.45	0.84
1 500	0.780	1.23	0.69	0.600
< 2 000	0.540	0.600	0.204	0.069
2 500	0.720	0.450	0.66	0.225
3 500	0.840	1.350	0.84	0.720
4 700	1.32	2.67	1.08	2.07
10 000	1.14	0.63	1.20	1.26

表 8.4-27　氧和 SO_2 共存时对 Ni68Cu28Fe 合金耐 HF 酸的影响　$mm \cdot a^{-1}$

试验条件		试样位置		
		液相	相界面	气相
70%HF，60℃，用含氧 1%的氮气净化		0.549	0.582	0.774
50%HF，60℃	用含氧 < 1 000 × 10^{-6}的氮净化	0.453	—	0.117
	用含氧 1%的氮净化	0.939	—	1.386
	用含氧 1% + 1.5%SO_2 的氮净化	1.149	—	0.576
60%HF，60℃	用含氧 < 1 000 × 10^{-6}的氮净化	0.120	—	0.057
	用含氧 1%的氮净化	0.408	—	0.450
	用含氧 1% + 1.5%SO_2 的氮净化	0.438	—	0.495

在 HF 酸的环境中，当 Ni68Cu28Fe 合金与银、铂、镁、石墨等接触时将加速合金的腐蚀，一些数据见表 8.4-28 和表 8.4-29。

表 8.4-28　Ni68Cu28Fe 合金与其他金属和非金属的接触腐蚀

HF 浓度 /%	材料	实验时间 /d	用 $O_2 \leq$ 1 000 × 10^{-6} 氮气净化		用含 O_2 1% 氮气净化		用空气净化	
			液相	气相	液相	气相	液相	气相
50	Ni68Cu28Fe	35	0.453	0.117	0.939	1.386	1.257	1.593
		120	0.399	0.129	D	D	—	—
	Ni68Cu28Fe 与石墨接触	35		1.308	2.166	D		
		120		D	D			
	Ni68Cu28Fe 与 Ag 接触	35		1.209	1.608	1.464		
		120		0.828	D			
	Ni68Cu28Fe 与 Mg 接触	35		0.720	1.788	0.792		
		120		D	D			
	Ni68Cu28Fe 与 Pt 接触	35						
		120				1.452		
65	Ni68Cu28Fe	35	0.120	0.570	0.408	0.450	0.591	0.564
		120	0.213	0.120	0.486	D		
	Ni68Cu28Fe 与石墨接触	35			0.105	0.798	1.650	
		120			D	D		
	Ni68Cu28Fe 与 Ag 接触	35			3.03	0.591	0.984	
		120			0.159	D		
	Ni68Cu28Fe 与 Mg 接触	35			0.750	0.387	0.960	
		120						
	Ni68Cu28Fe 与 Pt 接触	35			0.507	0.603	—	
		120					0.993	

注：D 代表试样已完全穿透或有时已破碎。



表 8.4-29　Ni68Cu28Fe 合金在 70% HF 酸中的接触腐蚀

mm·a⁻¹

材　料	实验时间/d	用含氧≤1 000×10⁻⁶的氮气净化		用含氧 1%的氮气净化		用空气净化	
		液相	气相	液相	气相	液相	气相
Ni68Cu28Fe	35	0.039	0.024	0.069	0.048	0.096	0.189
	120	0.057	0.033	0.072	0.042	0.059	0.099
	240	0.063	0.048	0.081	0.069	0.159(a)	
Ni68Cu28Fe 与石墨接触	35	0.168	0.075	0.174	0.072	0.102(a)	0.060①
	120	0.144	0.111	0.147	0.144		0.273①
	240	0.6	0.063	0.175	0.141		
Ni68Cu28Fe 与石墨颗粒接触	35	0.063	0.069	0.117	0.186	0.438	0.057
	120	0.078	0.102	0.102	0.168		
	240	0.093	0.075	0.105	0.123		
Ni68Cu28Fe	35	0.135	0.051	0.543	0.774	0.197	1.044
	120	0.237	0.108	—		0.579	D
Ni68Cu28Fe 与石墨接触	35					0.285	1.308
	120					0.666	D
Ni68Cu28Fe 与石墨颗粒接触	35	0.111	0.051			0.774	D
	120	0.501	D			D	D

注：D 试样已完全穿透或已经破碎。

①　被石墨遮盖的表面上产生了局部腐蚀。

在工厂的实际 HF 酸工艺环境中 Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀见表 8.4-30。

表 8.4-30　Ni68Cu28Fe 在工厂 HF 酸环境中的腐蚀

试验条件	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
无水 HF	500	1.22
	550	1.22
	600	1.83
60% HF 酸在贮槽中稀释至 40%，试样浸入溶液中	室温	0.076
60% ~ 65% 工业 HF 酸 + 1.5% ~ 2.5% H_2SiF_6 + 0.3% ~ 1.25% H_2SO_4 + 0.01% ~ 0.03% Fe，试样浸入贮槽的溶液中	16 ~ 27	0.56
12% HF 酸 + 0.2% H_2SiF_6 + 1 g/L 铁盐，试样浸在用水吸收工艺过程氟的水溶液中，流速 0.98 m/min	83	0.30

④ 氟硅酸（H_2SiF_6）　H_2SiF_6 对 Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀类似于 HF 酸，在 H_2SiF_6 中的腐蚀试验结果见表 8.4-31。氧的存在将加速合金的腐蚀，此外可引起合金的应力腐蚀破裂。

表 8.4-31　Ni68Cu28Fe 合金在 H_2SiF_6 中的腐蚀

酸浓度/%		温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
H_2SiF_6	HF		
10	0	24	0.092
10	30	24	0.060
20	0	24	0.055
20	30	24	0.055
35.2	0	24	0.037 5
22	0	80	0.375
22	2	80	0.225
30	0	24	0.027 5

⑤ 盐酸（HCl）　盐酸是一种腐蚀性十分强烈的还原性酸，此合金仅适用于处理浓度低于 3% ~ 4% 的室温以上温度的盐酸，例如可处理 50℃、2% 的 HCl 酸和 82℃、1% 的 HCl 酸。Ni68Cu28Fe 在 HCl 酸中的一些腐蚀数据见表 8.4-32 和图 8.4-26 ~ 图 8.4-28。由这些数据可知，温度升高和氧化剂的存在将使腐蚀加剧。在沸腾温度，即使浓度很低，此合金也不具备适用的耐蚀性。因此，Ni68Cu28Fe 合金仅能适用于室温、浓度 < 15% 的 HCl 酸和高于室温浓度 < 5% 的 HCl 酸。

表 8.4-32　Ni68Cu28Fe 在沸腾静止不通气的 HCl 酸中的腐蚀（10 d 试验）

HCl 酸浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0.5	0.74
1.0	1.07
5.0	1.12

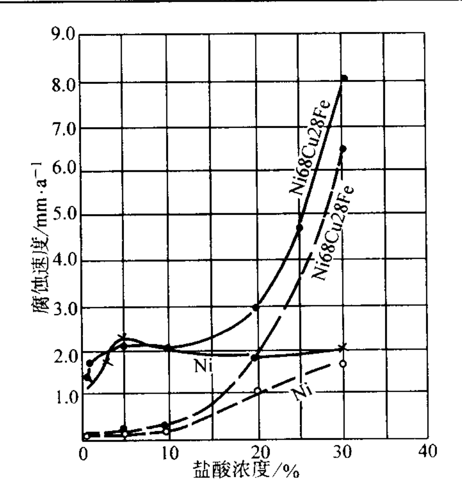


图 8.4-26　Ni 和 Ni68Cu28Fe 合金在 30℃盐酸中的耐蚀性

------向酸中充入氮气；

——向酸中通入空气

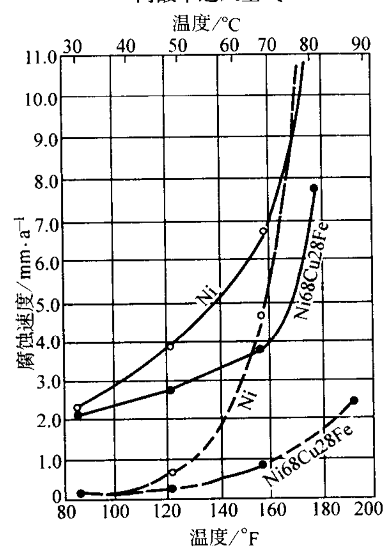


图 8.4-27　在不同温度的 5% 盐酸中，Ni 和 Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性

- - - -酸中通入空气；

—— 酸中通入氮气

⑥ 磷酸　在不含氧和氧化剂的磷酸中，Ni68Cu28Fe 合金在 ≤105℃ 是耐蚀的，在 50℃ 和 105℃ 的磷酸中，合金的腐蚀速度分别为 ≤0.05 mm/a 和 ≤0.25 mm/a。通入空气或酸中含有氧化剂将使合金的腐蚀速度急剧增加。在湿法磷酸中，因酸中含有 Cl^-、F^-、SO_4^{2-}、Fe^{3+}，此合金的腐蚀速度太高，不具备使用的可能性。表 8.4-33 为 Ni68Cu28Fe 合金在试剂级和火法磷酸中的耐蚀性。

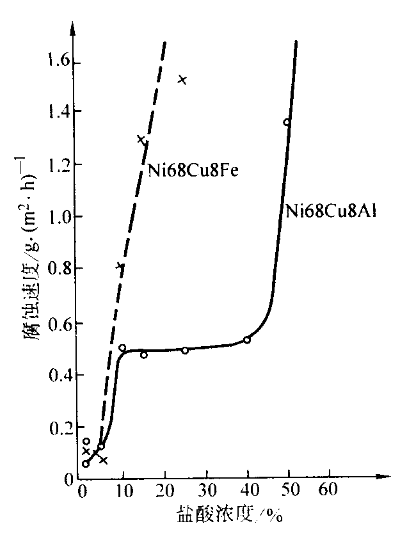


图 8.4-28 在沸腾盐酸中，Ni68Cu28Fe 和 Ni68Cu28Al 合金的耐蚀性

表 8.4-33 Ni68Cu28Fe 合金在试剂级和火法磷酸中的耐蚀性

酸浓度 /%	温度 /℃	试验时间 /d	腐蚀速度/mm·a⁻¹ 未充空气	腐蚀速度/mm·a⁻¹ 充入空气
3.2	25	49	0.04	—
3.2	100	0.2	1.25	—
10.0	101	4	0.25	—
25.5	95	1	0.10	1.21
50.0	110	4	0.10	—
78 ~ 85	25	—	0.002 5	—
78 ~ 85	49	—	0.025	—
78 ~ 85	105	—	0.226	—
85	55	—	0.015	—
85	75	—	0.11	—
85	100	—	0.23	—
85	98	4	0.025	—
85	98	5	—	0.56
85	124	6	0.25	11.18
85	160（沸）	1	115	—
117	60	6	0.084	< 0.25
117	240 ~ 255	—	极大	—

⑦ 有机酸 Ni68Cu28Fe 合金在醋酸中的耐蚀性见图 8.4-29 和表 8.4-34。在不通气的醋酸中，合金的腐蚀率不大于 0.10 mm/a，在通气的醋酸中，其腐蚀率处于 0.20 ~ 0.75 mm/a 之间。浓度为 50% 时，腐蚀最强烈。在沸腾温度，不通气的醋酸浓度对合金的耐蚀性影响不明显。在通气的醋酸中，随溶液温度的提高合金的腐蚀明显加速。

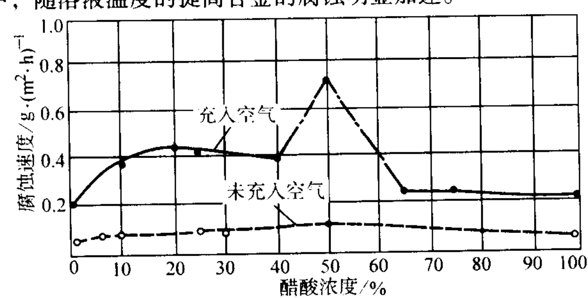


图 8.4-29 Ni68Cu28Fe 合金在 30℃醋酸中的耐蚀性
通入空气试验时间 24 h，流速 4.87 m/min，
未通入空气试验时间 72 h

在其他有机酸中，Ni68Cu28Fe 合金具有适宜的耐蚀性（表 8.4-35），甲酸具有更强的腐蚀性。在果汁中，合金的耐蚀性极好（表 8.4-36）。

表 8.4-34 在未充空气的沸腾醋酸中 Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀速率

醋酸浓度/%	腐蚀速率/mm·a⁻¹ 气相	腐蚀速率/mm·a⁻¹ 液相
5	0.032 5	0.033
50	0.011 2	0.053
98	0.041	0.048
99.9	0.051	0.157

注：试验 20 h。

表 8.4-35 在一些有机酸中 Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性

介质	腐蚀速率/mm·a⁻¹ 室温	腐蚀速率/mm·a⁻¹ 60℃
酒石酸	0.030	0.046
草酸	0.015	0.203
柠檬酸	0.038 1	0.188
甲酸	0.086	0.584

表 8.4-36 在各种果汁中 Ni68Cu28Fe 的耐蚀性

介质	试验条件	腐蚀速率/mm·a⁻¹
蕃茄汁	室温下充入空气	0.076 2
	室温下未充空气	0.000 76
	77℃充入空气	0.185
	91℃充入空气	0.279
柠檬汁	室温下充入空气	0.254
	室温下未充空气	0.012 7
	沸腾	0.017 8
梨汁	室温下充入空气	0.129
	室温下未充空气	0.017 8
	82℃充入空气	0.762
	74 ~ 79℃真空	0.635
葡萄汁	室温下充入空气	0.117
	室温下未充空气	0.053 3
	沸腾	0.007

5）Ni68Cu28Fe 合金在碱中的腐蚀 在 NaOH 中，当浓度≤75%，温度≤135℃时，合金的耐蚀性与纯镍相当。表 8.4-37 为 Ni68Cu28Fe 合金在 NaOH 中的腐蚀试验结果。此合金在 NaOH 中呈现出良好的耐蚀效果。与纯镍比较，在高浓、高温的 NaOH 中，该合金的耐蚀性不如纯镍。在高浓度或熔融 NaOH 中，受拉应力的合金还将产生应力腐蚀破裂，为避免这种腐蚀，需进行消除应力退火。

表 8.4-37 Ni68Cu28Fe 合金在纯 Ni 在 NaOH 中的耐蚀性

浓度 /%	温度 /℃	是否充空气	是否搅动	试验时间 /d	腐蚀速率/mm·a⁻¹ 纯 Ni	腐蚀速率/mm·a⁻¹ Ni68Cu28Fe
4	30	未充	未搅动	1 ~ 2	0.001 3	0.004
4	30	充	空气搅动	1 ~ 2	0.001 3	0.005
14	88	未充	未搅动	90	0.000 5	0.001 3
30 ~ 35	81	未充	未搅动	16	0.002 2	0.000 5
50	55 ~ 61	未充	充满容器	135	0.000 5	0.005
72	121	充	充满容器	119	0.002 5	0.008
73	95 ~ 100	未充	—	111	0.003 3	0.004
73	104 ~ 116	未充	充满容器	126	0.000 5	0.002 5
74	130	—	—	7 ~ 9	0.017 8	0.010
60 ~ 纯 NaOH	150 ~ 260	未充	未搅动	2	0.099	0.340

KOH 与 NaOH 的腐蚀行为相似，Ni68Cu28Fe 合金在 KOH 中的腐蚀与在 NaOH 中基本相同。

在 NH_4OH 中，此合金的耐蚀性优于纯镍，但也仅允许在很稀（30%以下）的条件下使用。一些腐蚀试验数据见表 8.4-38。



表 8.4-38　Ni68Cu28Fe 在 NH_4OH 中的腐蚀

NH_3 浓度（质量分数）/%	温度/℃	腐蚀速率/mm·a⁻¹
2.7	室温	0
3.6	室温	1.78
5.5	室温	7.57
8.2	室温	8.05
11.1	室温	8.30
18.3	室温	5.87
25.8	室温	0.91

注：试验时间：20 h；搅动速度 113 m/min。

6）Ni68Cu28Fe 合金在盐中的腐蚀　在中性和苛性盐中（氯盐、硫化物盐、硝酸盐、醋酸盐和碳酸盐）Ni68Cu28Fe 合金具有极佳的耐蚀性，在热浓溶液中其腐蚀速率通常低于 0.025 mm/a。表 8.4-39 为 Ni68Cu28Fe 合金在各种中性和苛性盐类中的耐蚀性。

表 8.4-39　在中性与苛性盐中纯 Ni 与 Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性

介质	试验条件	腐蚀速率/mm·a⁻¹	
		纯 Ni	Ni68Cu28Fe
$CaCl_2$	在蒸发器浓缩溶液中，≤35%，160℃，22 天	0.007 6	0.007 6
LiCl	在蒸发器浓缩溶液中，≤30%，116℃，40 天	0.012 7	0.012 7
KCl	在 30% KCl + 0.2% KOH 中，60℃，183 天	0.003	—
NaCl	与蒸汽和空气混和的饱和溶液中，93℃	0.053	0.066
Na_2SiO_3	在蒸发器浓缩溶液中，≤50%，110℃，42 天	0.000 5	0.000 8
Na_2SO_4	在饮和溶液中，pH9～10，77℃，48 天	0.020	—
NaSH	在 45%溶液中，50℃，367 天	0.015	0.010
$NaNO_3$	在 27%溶液中，50℃，136 小时	—	0.005

在酸性盐中（硫酸铝、硫酸铵、氯化铵和氯化锌），在不通气的非氧化酸性盐中，合金具有适用的耐蚀性，在沸腾，浓溶液中，Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀率≤0.50 mm/a。此合金在酸性盐中的工厂试验结果见表 8.4-40。

表 8.4-40　Ni68Cu28Fe 合金在酸性盐中的腐蚀

续表 8.4-40

腐蚀介质	试验条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
		Ni200	Ni68Cu28Fe
硫酸铝	静止浸入 25%溶液中，35℃，112 d	0.015	0.04
硫酸铝	115℃，57%蒸发浓缩溶液中，44 d	1.50	0.41
氯化铵	102℃，28%～40%溶液，蒸发器中，32 d	0.21	0.30
硫酸铵 + 硫酸	含 5% H_2SO_4 饱和溶液，40℃，结晶槽中，33 d	0.075	0.075
氯化锰 + 游离 HCl	浸入 11.5%沸腾溶液中，具有回流冷凝装置中，101℃，48 h	0.22	—
硫酸锰	113℃，密度 1.25～1.35，蒸发器中，11 d	0.074	0.12
氯化锌	38℃，真空浓缩（7.9% 至 21%），210 d	0.12	0.11
氯化锌	115℃，真空浓缩（21%至 69%），90 d	1.01	0.41
硫酸锌	含痕量 H_2SO_4 的饱和溶液，在蒸发皿中，107℃，35 d，强力搅拌	0.64	0.51

在氧化性酸性盐中（$FeCl_3$、$Fe_2CSO_4)_3$、氯化锌、氯化汞，Ni68Cu28Fe 合金不具备可用的耐蚀性，在氧化性苛性盐中，Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性并不理想，一般限于在稀溶液中使用（可利用的氯 $< 500\times10^{-6}$（质量分数）），次氯酸钠对 Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀见表 8.4-41，硅酸钠和磷酸三钠具有明显的缓蚀作用。

表 8.4-41　Ni68Cu28Fe 合金在 40℃次氯酸钠中的腐蚀（16 h 试验）

溶液成分/g·L⁻¹			腐蚀速度/mm·a⁻¹	最大点蚀深度/mm
可利用的氯	硅酸钠	磷酸三钠		
6.5	—	—	2.88	0.28
6.5	0.5	—	0.46	0.127
6.5	—	0.5	0.21	0.152
6.5	2.0	—	0.05	0.178
6.5	—	2.0	0.086	0.127
3.3	—	—	1.02	0.178
3.3	0.5	—	0.025	—
3.3	—	0.5	0.11	0.076
0.1	—	—	0.096	0.076
0.1	0.5	—	0.007 6	—
0.1	—	0.5	0.033	—

在熔盐和液体金属中，Ni68Cu28Fe 合金在一室温度范围内具有良好的耐蚀性。在熔融 NaOH 中，当温度≤500℃时，其耐蚀性与纯镍相当。在高温、高浓度的 NaOH 中，在高应力存在时，该合金将会产生应力腐蚀破裂。在≤600℃的盐浴热处理熔盐中〔（Na-K）NO_3、氯化物盐、碳酸盐〕，合金的耐蚀性与纯镍相似。在 816℃的 43KF－44.5LiF－10.9NaF－1.1UF_4 混合氟化物中，未见合金的明显腐蚀，而在 700℃的 76LiF－24UF_4 中，Ni68Cu28Fe 合金的腐蚀速率达到 4 mm/a 以上。

在温度≤600℃熔融 Na 和 NaK 液体金属中，该合金具有良好的耐蚀性，在 300℃的 NaK 中未见腐蚀，但在 300℃液态金属 Li 中，合金的耐蚀性不佳，Li 容器出现脆裂。Ni68Cu28Fe 合金不适于在液态金属 Bi、Pb、Sn、Al、Zn 中使用。

（2）应力腐蚀

1）氟化物中的应力腐蚀　在静拉伸应力作用下，在 HF

酸气相中，无论是冷拔还是退火的 Ni68Cu28Fe 合金均可出现应力腐蚀断裂（表 8.4-42）。实际应用中，在浓度（质量分数）为 24%～25% 的 HF 酸中曾出现宽度达 0.5 mm 的应力腐蚀裂纹。使用 3～5 个月的输送 24%～25%HF 的管道出现晶间型应力腐蚀。

表 8.4-42 在 HF 酸气相中，Ni68Cu28Fe 合金 U 形试样的应力腐蚀

合　金	试验状态	试验数量	首先观察到应力腐蚀裂纹的时间/d
Ni68Cu28Fe	退火	23	4～15
Ni68Cu28Fe	冷拔	2	6～15
Ni68Cu28Fe	焊接	17	4～14
Ni68Cu28Si	冷拔	1	15

在 HF + CuF_2 的介质中，Ni68Cu28Fe 合金的应力腐蚀行为如图 8.4-30 所示。施加应力的水平、温度、CuF_2 和 HF 酸的浓度均构成影响合金耐应力腐蚀性能的重要因素，在一定的介质条件下，增加施加应力水平将加速合金的应力腐蚀破裂。随介质中 CuF_2 数量的增加，合金的应力腐蚀敏感性增加，HF 酸浓度在 2～4 M/L 时，合金的耐应力腐蚀性能最差。随介质温度的提高，合金的耐应力腐蚀性能下降。在慢速拉伸应力腐蚀试验中，已注意到破裂与点蚀无关，在低应变和低应变速度下，观察到晶间裂纹，在高应变和高应变速度下，观察到穿晶裂纹。

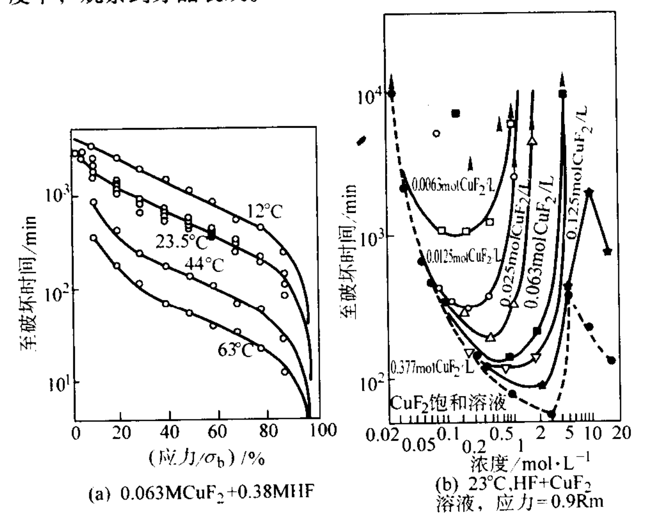


图 8.4-30 Ni68Cu28Fe 合金在 HF-CuF_2 溶液中的应力腐蚀

2）苛性碱中的应力腐蚀　在 300℃ NaOH 和 KOH 中 Ni68Cu28Fe 合金的应力腐蚀性能见表 8.4-43。退火处理可显著改善或消除合金的应力腐蚀倾向。

表 8.4-43 在 300℃NaOH 和 KOH 中 Ni68Cu28Fe 和纯 Ni 的应力腐蚀性能

材　料	热处理条件	材料的屈服应力/MPa	外加应力/MPa	应力腐蚀情况 NaOH	应力腐蚀情况 KOH
Ni68Cu28Fe	冷拔态	665	503	1(IG)	2(NI)
	850℃ × $\frac{1}{4}$ h,水冷	195	156	4	5
	540℃ × $\frac{1}{2}$ h,消除应力	365	315	0(IG)	0(IG)
	950℃ × $\frac{1}{2}$ h,退火	173	126	5	5

注：0—试样断裂；1—肉眼可见的粗裂纹；2—肉眼可见的细裂纹；4—显微镜下窄裂纹；5—无裂纹；（IG）—晶间裂纹；（NI）—裂纹很短，穿晶或沿晶未定。

2.1.6 热加工、冷加工、热处理和焊接

（1）热加工

Ni68Cu28Fe 高温变形抗力小，易于热加工和热成形。合金的热加工温度范围为 650～1 170℃，对于苛刻的变形条件，最好在 927～1 177℃之间实施变形操作。轻微变形可在 649℃下进行。采用较低温度热加工，可获得高的强度和微细的晶粒。

（2）冷加工

Ni68Cu28Fe 合金是一种奥氏体合金，具有高的塑、韧性以及低的冷加工硬化倾向，因此极易冷加工变形和冷成形。合金的冷加工硬化倾向稍高于碳钢，较 18Cr－8Ni 奥氏体不锈钢低（图 8.4-31）。

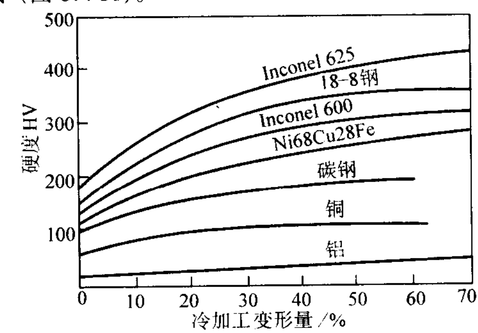


图 8.4-31 冷加工对 Ni68Cu28Fe 合金硬度的影响

（3）热处理

合金的固溶（退火）处理温度为 871～982℃；

消除应力处理一般选择在 538～566℃之间进行，既可消除残余应力又不使合金发生再结晶。为提高合金的耐应力腐蚀性能，亦可在 538～649℃之间进行消除应力处理。为了获得理想的性能和细小的晶粒，固溶温度不宜太高（图 8.4-32）。

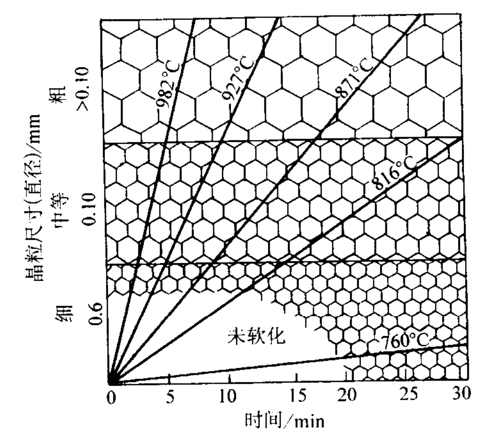


图 8.4-32 热处理温度、时间对 Ni68Cu28Fe 合金晶粒尺寸的影响

固溶（退火）温度一般选择 871～982℃。通常，在敞开式炉中，在（871～982℃）×（2～10）min，在厢式炉中，在（760～815℃）×（1～3）h 进行固溶退火，可获得最佳效果。保温时间的长短取决于材料的截面尺寸和冷加工程度。

（4）焊接

Ni68Cu28Fe 合金焊接性能良好，不同的焊接方法可采用不同的相匹配的焊接材料。例如：

1）TIG 和 MIG 焊接，可用 Monel60 焊丝；

2）手工电弧焊，使用 Monel190 焊条；

3）埋弧焊，使用 Monel60 充填金属和 Incofax 5 埋弧焊剂；



4）与非合金钢或低合金钢对接焊，可使用 Monel190 焊条。

2.1.7　物理性能

Ni68Cu28Fe 合金的物理性能见表 8.4-44 和表 8.4-45。

表 8.4-44　Ni68Cu28Fe 合金的物理常数

密度 /g·cm^{-3}	熔点/℃	弹性模量/MPa			泊松比	居里点 /℃
		拉	压	扭		
8.83	1 293～1 349	179 140	179 140	65 455	0.32	-6.7～10

表 8.4-45　Ni68Cu28Fe 合金的导热、膨胀、比热和电阻

温度 /℃	平均线胀系数 /10^{-6}K^{-1}	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	比热容 /kJ·(kg·K)$^{-1}$	电阻系数 /μΩ·m
-196	—	—	—	0.34
-184	10.98	16.272	0.209	—
-129	11.52	18.72	0.327	—
-73	12.06	20.016	0.368	—
21.1	—	21.744	0.427	0.51
93.0	13.86	24.048	0.440	0.53
204	15.48	27.792	0.461	0.56
316	15.84	30.96	0.477	0.57
427	16.02	34.272	—	0.59
538	16.38	38.016	—	0.61
649	16.74	41.328	—	0.63
760	17.28	44.784	—	0.65
871	17.64	48.24	—	0.67
982	18.0	51.84	—	0.69
1 093	18.54	—	—	0.71

2.1.8　应用

Ni68Cu28Fe 是一种用途广泛和用量较大的镍基耐蚀合金，主要用于解决还原性腐蚀介质引起腐蚀的设备和部件。尤其适用于含氟化物的还原性腐蚀环境中。它成功用于化学和石油化工和海洋开发中，用于制造各种换热设备，锅炉给水加热器、石油和化工等化学加工中的管线、容器、塔、槽、反应釜、泵、阀、轴、紧固件以及弹性部件和固定装置等。

2.2　Ni68Cu28Al（Monelk－500）

Ni68Cu28Al 合金与上述 Ni68Cu28Fe 合金比较，除具有相同的耐蚀性外，它还具有时效硬化反应特性，可通过适当的热处理，使合金基体上沉淀出弥散的 Ni_3（Al，Ti）金属间化合物，使合金获得更高的强度和硬度。

2.2.1　化学成分和组织特点

Ni68Cu28Al 合金的化学成分见表 8.4-1。它与 Ni68Cu28Fe 合金的最大差别在于此合金含有质量分数为 2.3%～3.15% 的 Al 和 0.30%～1.00% 的 Ti。不同国家的类似牌号，Al 和 Ti 的加入量略有差别。合金的组织，除在适当的热处理条件下，其组织由奥氏体基体和弥散的 Ni_3（Al，Ti）组成外，与 Ni68Cu28Fe 无甚差别。

2.2.2　室温力学性能

1）室温拉伸性能　Ni68Cu28Al 合金不同类型材料在不同状态下的室温力学性能见表 8.4-46。室温力学性能与硬度间的关系如图 8.4-33～图 8.4-35 所示。与 Ni68Cu28Fe 合金比较，此合金的强度提高，塑性稍有降低。合金的缺口拉伸性能见表 8.4-47。

表 8.4-46　Ni68Cu28Al 合金的室温力学性能

试验用合金的品种和条件	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度	
				HB	HRB，HRC
棒材：热加工态	620～1 070	275～760	20～45	140～315	75B～35HRC
热加工＋时效	965～1 310	690～1 035	20～30	265～346	27～38HRC
热加工＋退火	620～760	275～415	25～45	140～185	75～90HRB
热加工＋退火＋时效	895～1 135	585～825	20～35	250～315	24～35HRC
冷拔态	690～965	480～860	13～35	175～260	88B～26HRC
冷拔＋时效	930～1 275	655～1 100	15～30	255～370	25～41HRC
冷拔＋退火	620～760	275～415	25～50	140～185	75～90HRB
冷拔＋退火＋时效	895～1 310	585～825	20～30	250～315	24～35HRC
薄板：冷轧＋退火	620～725	275～450	25～45	—	≤85HRB
带材：冷轧					
退火	620～725	275～450	25～45	—	≤85HRB
退火＋时效	898～1 170	620～825	15～25	—	≥24HRC
弹簧回火	1 000～1 135	895～1 100	3～8	—	≥25HRC
弹簧回火＋时效	1 170～1 515	895～1 345	5～10	—	≥34HRC
无缝管材：冷拔＋退火	620～760	275～450	25～45	—	≤90HRB
冷拔＋退火＋时效	895～1 240	585～825	15～30	—	24～36HRC
冷拔态	760～1 100	585～965	2～15	—	95B～32HRC
冷拔＋时效	965～1 515	690～1 380	3～25	—	27～40HRC
中厚板材：热加工态	620～930	275～760	20～45	140～260	75B～26HRC
热加工＋时效	965～1 240	690～930	20～30	265～337	27～37HRC
丝材：退火态	550～760	240～450	20～40	—	—
退火＋时效	825～1 035	620～760	15～30	—	—
弹簧回火态	1 000～1 310	895～1 240	2～5	—	—
弹簧回火＋时效	1 100～1 380	965～1 310	3～8	—	—

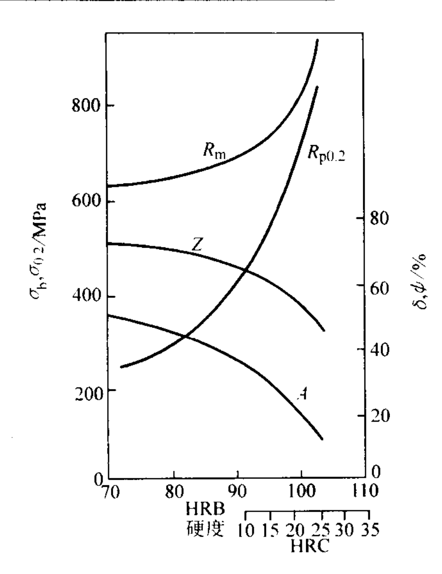


图 8.4-33　Ni68Cu28Al 合金热加工棒材、锻件和冷拔棒材的强度与硬度的关系

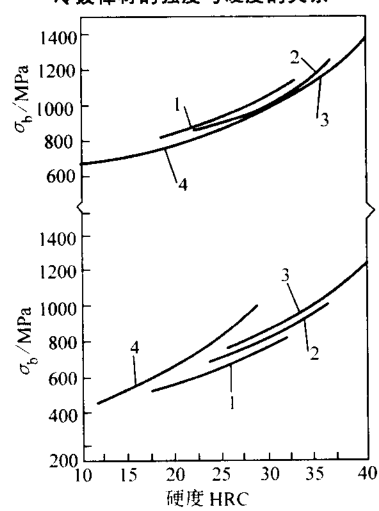


图 8.4-34　Ni68Cu28Al 合金带材和薄板的力学性能变化与硬度的关系

1—退火；2—10%变形，热处理；3—20%、40%和50%变形，热处理；4—全部回火

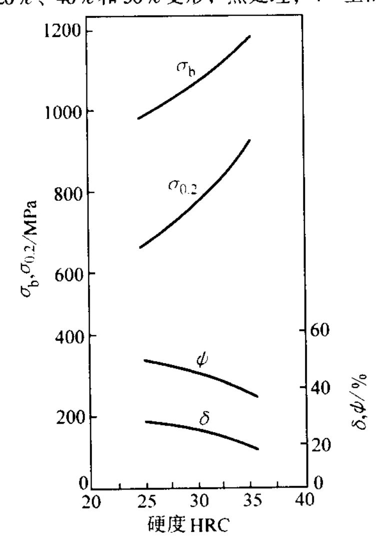


图 8.4-35　Ni68Cu28Al 合金时效硬化棒材和锻件的强度与硬度的关系

表 8.4-47　Ni68Cu28Al 合金缺口试样的拉伸性能

试样状况	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b(有缺口样) /MPa	σ_b /MPa	σ_b(有缺口)/R_m	δ /%	ψ /%	硬度 HRC
66.7 mm 棒材，冷拔+退火+时效	670	1 280	1 050	1.22	25	43	28
92 mm 棒材，热轧+时效	820	1 460	1 135	1.28	22	45.2	32
76.2 mm 棒材，冷拔+时效	840	1 480	1 110	1.34	22	43.2	29

2）抗压强度　Ni68Cu28Al 合金的抗压强度见表 8.4-48。

表 8.4-48　Ni68Cu28Al 合金的抗压强度

状　态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	$\sigma_{-0.2}$ /MPa	$\sigma_{-0.1}$ /MPa	硬度 HB
热轧态	690	324	425	276	234	165
时效硬化	1 041	765	30.0	834	662	300

3）疲劳强度　不同状态和不同表面状况的 Ni68Cu28Al 合金的疲劳强度见表 8.4-49 和表 8.4-50。

表 8.4-49　Ni68Cu28Al 合金的室温疲劳强度 10^8

条　　件	疲劳强度 /MPa	σ_b /MPa	疲劳强度/抗拉强度
棒材：退火	260	605	0.43
热轧	300	680	0.43
热轧+时效	350	1 070	0.33
冷拔	310	825	0.37
冷拔+时效	325	1 170	0.28
带材：退火	185	605	0.31
带状弹簧，时效	255	1 055	0.24

表 8.4-50　不同表面状况的 Ni68Cu28Al 合金的疲劳性能（10^8）

试样状态	表面情况	σ_b/MPa	疲劳强度 /MPa	疲劳强度/抗拉强度
热轧+时效	抛光	1 180	345	0.29
	氧化	1 185	270	0.23
冷拔+时效	抛光	1 200	390	0.33
	氧化	1 155	270	0.24

4）冲击性能　Ni68Cu28Al 合金的室温冲击性能见表 8.4-51～表 8.4-53。

表 8.4-51　热轧 Ni68Cu28Al 合金热轧棒材的冲击性能

棒材直径/mm	$\sigma_{0.2}$/MPa	夏比 V 形缺口冲击吸收功/J
32.0	670	372
32.0	640	496
22.2	755	310
25.4	765	261

表 8.4-52　冷拔 Ni68Cu28Al 合金棒材的冲击性能

棒材直径/mm	$\sigma_{0.2}$/MPa	夏比 V 形缺口冲击吸收功/J
32.0	635	525
20.6	710	301
17.4	760	272



表 8.4-53　不同状态的 Ni68Cu28Al 合金的冲击吸收功

试样状态	试验方法	夏比钥匙孔缺口试样冲击吸收功/J
热加工态	纵向	510
	横向	351
热加工态 + 退火	纵向	369
	横向	330
热加工态 + 时效	纵向	172
	横向	158
热加工态 + 时效	纵向	262
	横向	138
热加工态 + 退火 + 时效	纵向	276
	横向	152
冷拔态	纵向	276
冷拔态 + 退火	纵向	620
冷拔态 + 时效	纵向	179
冷拔态 + 时效	纵向	138
冷拔态 + 退火 + 时效	纵向	317

2.2.3　低温力学性能

此合金具有良好的低温力学性能，尤其是低温塑韧性优良，在 - 196℃其断裂也呈现出塑性断裂，一些低温数据见图 8.4-36 ~ 图 8.4-38 和表 8.4-54。

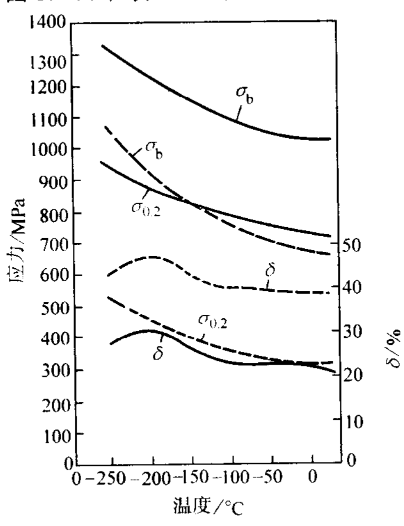


图 8.4-36　Ni68Cu28Al 合金的低温力学性能（1.6 mm 薄板）
---退火态；一时效态

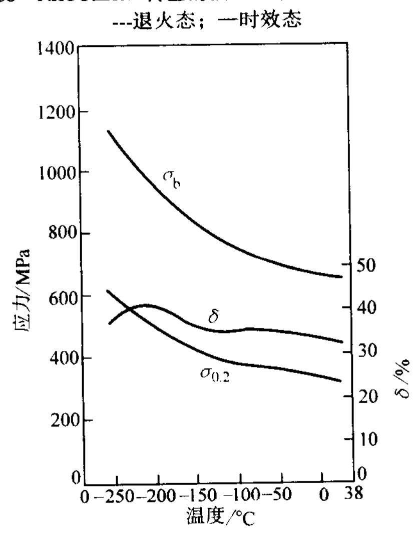


图 8.4-37　焊接并经焊后退火热处理的 Ni68Cu28Al 合金的低温力学性能

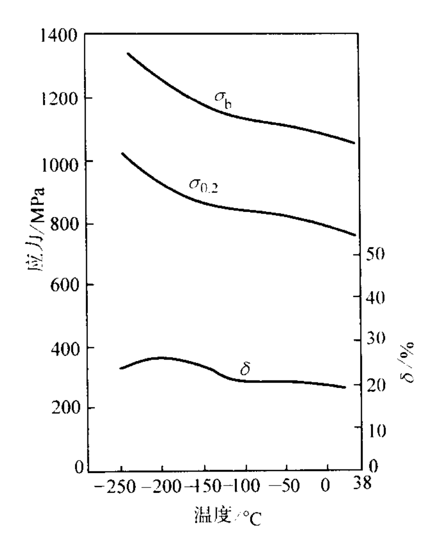


图 8.4-38　焊接并焊后时效的 Ni68Cu28Al 合金的低温性能

表 8.4-54　Ni68Cu28Al 合金的低温冲击吸收功
（夏比 V 形缺口）

试验温度/℃	冲击吸收功/J
室温	255
- 79	234
- 196	214

2.2.4　高温力学性能

合金的高温瞬时拉伸性能如图 8.4-39 ~ 图 8.4-41 所示。

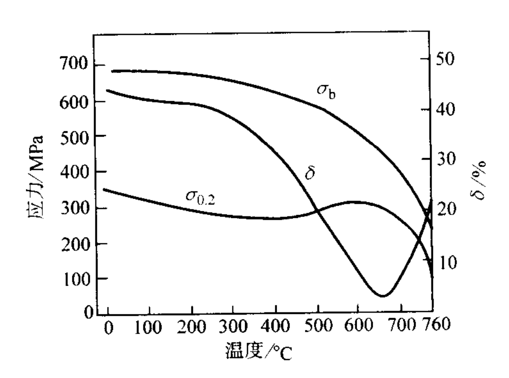


图 8.4-39　热轧态 Ni68Cu28Al 合金的高温力学性能

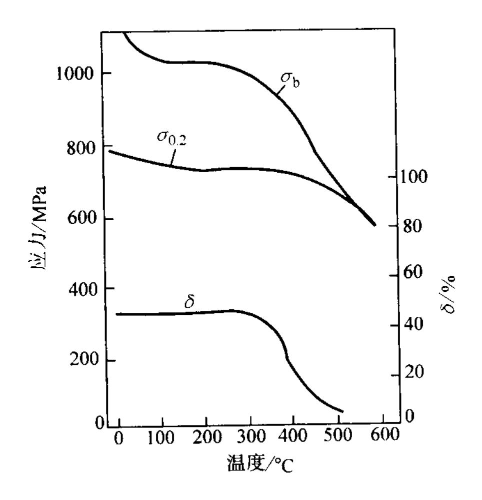


图 8.4-40　热加工 + 时效 Ni68Cu28Al 合金的高温力学性能

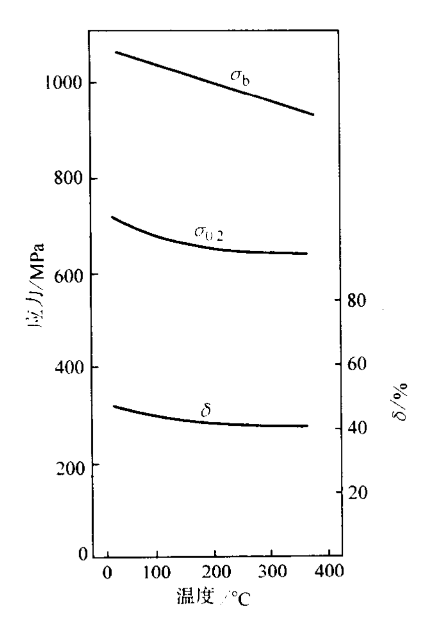


图 8.4-41 退火 + 时效 Ni68Cu28Al 合金的高温力学性能

不同状态的 Ni68Cu28Al 合金的高硬度见表 8.4-55。

表 8.4-55 不同状态的 Ni68Cu28Al 合金的高温硬度 HB

状 态	21.1℃	371℃	427℃	482℃	538℃	593℃
热加工态	241	223	207	201	170	179
热加工 + 时效态	331	311	302	293	255	229

蠕变和持久性能见表 8.4-42 和图 8.4-43。

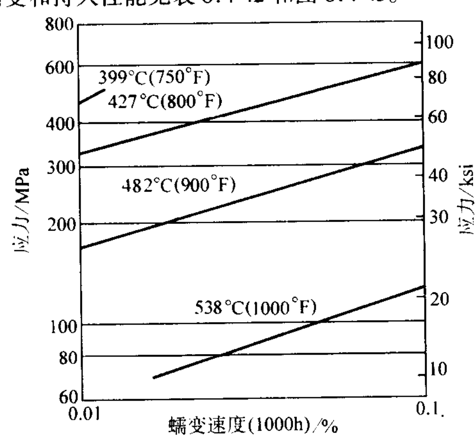


图 8.4-42 冷拔 + 时效 Ni68Cu28Al 合金的蠕变性能

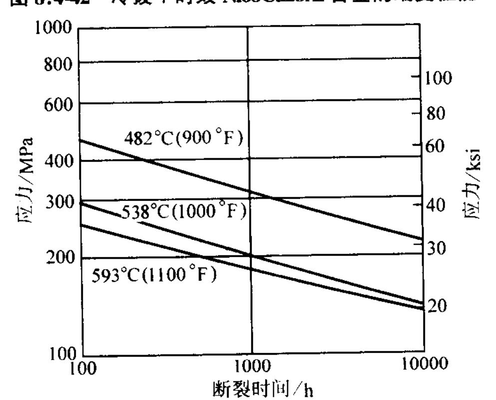


图 8.4-43 热加工 + 时效 Ni68Cu28Al 合金的持久强度

2.2.5 耐蚀性

在固溶状态下，Ni68Cu28Al 合金的耐蚀性与 Ni68Cu28Fe 合金基本相同，Ni68Cu28Fe 合金的耐蚀性数据完全适用于 Ni68Cu28Al 合金。然而，在时效状态下，其耐蚀性有所下降。此合金同 Ni68Cu28Fe 完全一样，在 HF 酸气相中或在含 CuF_2 的 HF 酸中对应力腐蚀较为敏感。在流动海水中腐蚀速度很高，在静止或流速慢的海水中，由于污垢或海生物附着于合金表面会引起点蚀，但扩展缓慢。

2.2.6 热加工、冷加工、热处理和焊接

1) 热加工　适宜的热加工和热成形温度为 871 ~ 1 149℃。当大变形量热加工时，宜在 1 038 ~ 1 149℃的温度区间进行。为获得细小晶粒锻件，其加工温度以 1 093℃为宜，并应具有大于 30% 的变形量。

2) 冷加工　合金的冷加工和冷成形应在退火状态下进行，尽管此材料具有较大的变形抗力，但因其塑性良好，冷加工不会遇到任何困难。冷加工使材料强化，再施以时效处理，可获得更高的强度。

3) 热处理　合金的固溶退火温度为 793 ~ 871℃，可获得良好的综合性能。对于需时效硬化处理的部件，对于热加工产品，推荐的退火温度为 982℃，冷加工产品在 1 038℃进行退火。在 982℃以上温度，合金的晶粒易于长大，应尽量缩短加热时间。

时效硬化处理根据不同类型的材料采用不同的热处理工艺（表 8.4-56）。

表 8.4-56 Ni68Cu28Al 合金时效硬化处理工艺

材料类型和状态	热处理工艺
锻后淬火或退火锻件，退火或热轧棒，大规格冷拔棒（≥ 38 mm），供软化回火的丝和带（HB 在 148 ~ 180 之间）	(593 ~ 605℃) × 16 h，以 3.8 ~ 9.6℃/h 冷至 482℃，水冷式空冷
冷拔棒，半硬态带（175 ~ 250HB）系中等硬度冷加工合金	(593 ~ 677℃) × 8 h，以不大于 3.8 ~ 9.6℃/h 的冷却速度冷至 482℃
弹性部件用带、丝或经大加工量的冷加工材（260 ~ 325 HB）	(527 ~ 538℃) × 6 h，以低于 3.8 ~ 9.6℃/h 冷却速度冷至 482℃

4) 焊接　此合金可采用工业常用的各种焊接方法进行焊接，焊接应在退火状态下进行，匹配焊接材料视焊接方法不同而进行不同的选择。

① TIG 和 MIG 法，使用 Monel64 焊丝；

② 手工电弧焊，采用 Monel134 焊条。

③ 如果对焊件进行时效处理，处理前必须对焊件进消除应力处理。

2.2.7 物理性能

Ni68Cu28Al 合金的物理性能见表 8.4-57 和表 8.4-58。

表 8.4-57 Ni68Cu28Al 合金的物理性能

密 度	熔点 /℃	弹性模量/MPa		泊松比
		拉	扭	
8.46	1 316 ~ 1 349	180	65	0.32

2.2.8 应用

本合金的应用领域与 Ni68Cu28Fe 合金相同，但此合金的强度和硬度高，在强度和硬度要求较高、Ni68Cu28Fe 合金不能满足的条件下，以选用此合金为宜。它主要用于泵轴和叶轮、输送器刮刀、油井钻环、弹性部件和阀垫等。



5

表 8.4-58 Ni68Cu28Al 合金的导热、比热容、电阻等性能

温度 /℃	线胀系数 /$10^{-6}K^{-1}$	热导率 /W·$(m·K)^{-1}$	比热容 /J·$(kg·K)^{-1}$	电阻系数 /μΩ·m
-196	11.6	—	—	0.56
-157	11.7	12.384	29.7	—
-129	12.24	13.248	32.2	—
-73	12.96	14.832	36.4	—
21.1	—	17.424	41.9	0.61
93.0	13.68	19.584	44.8	0.62
204	14.58	22.464	47.7	0.63

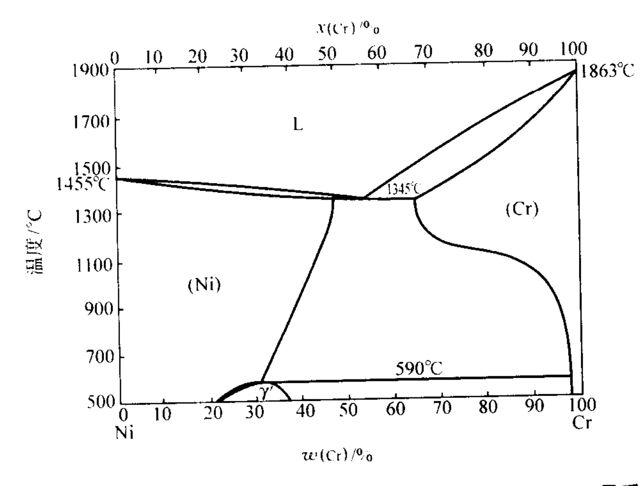
续表 8.4-58

温度 /℃	线胀系数 /$10^{-6}K^{-1}$	热导率 /W·$(m·K)^{-1}$	比热容 /J·$(kg·K)^{-1}$	电阻系数 /μΩ·m
316	14.94	25.632	49.0	0.64
427	15.3	28.512	50.2	0.65
538	15.66	31.68	52.3	0.65
649	16.38	34.56	55.3	0.66
760	16.74	37.728	59.0	0.66
871	17.28	40.608	65.7	0.68
982	—	43.488	77.9	0.69

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第 5 章　镍铬耐蚀合金

铬的加入可改善镍在氧化性介质中的耐蚀性，包括氧化性酸（HNO_3、H_2CrO_4、H_3PO_4），氧化性酸性盐，氧化性碱性盐等。当合金含有 10% 以上的铬时，镍铬合金的耐蚀性，抗氧化性得以明显改善。在不同环境中，改善镍铬合金耐蚀性的临界铬含量有所不同，为达到不同的耐蚀目标，形成了一系列的镍铬耐蚀合金。由 Ni-Cr 二元相图可知（图 8.5-1），若保持 Ni-Cr 合金为单一奥氏体组织，Ni-Cr 合金中的铬含量 w（Cr）可达 47%。当 w（Cr）＞47% 时，合金将具有 γ + α 双相结构。当前工业上应用的 Ni-Cr 耐蚀合金的最高铬含量 w（Cr）达到 50%，再高的铬含量已不属镍基合金的范畴。为了减少或抑制富铬碳化物的析出和提高合金的强度、耐磨蚀性以及抗氧化性，某些合金将含有不同数量的 Al、Ti、Nb 等元素。在不改变合金基本耐蚀性的前提下，为降低成本，一些牌号含有质量分数为 3% ~ 20% 的 Fe。常用的 Ni-Cr 耐蚀合金的牌号及化学成分见表 8.5-1。



Ni-Cr晶体构造数据

相	w(Cr)/%	符号	空间群
(Ni)	0～47.0	*cF*4	$Fm\bar{3}m$
Ni_2Cr或 r′	21～37	*oI*6	*Immm*
(Cr)	65～100	*cI*2	$Im\bar{3}m$
亚稳相			
σ	～28	*tP*30	$P4_2/mnm$
δ	100	*cP*8	$Pm\bar{3}m$

图 8.5-1　Ni－Cr 二元系统状态图

表 8.5-1　常见镍铬耐蚀合金的化学成分（质量分数）　%

化学成分标号	相应的国内牌号	相应的国际上常用的牌号	Ni	Cr	Fe	Mn	Si	C	S	P	其他
Cr15Ni75Fe	0Cr15Ni75Fe	Inconel 600④	基	14 ~ 17	6 ~ 10	≤1.0	≤0.50	≤0.10	≤0.015	≤0.03	Co≤0.04
Cr23Ni63Fe14Al	0Cr23Ni63Fe14Al	Inconel 601	58 ~ 63	21 ~ 25	余	≤1.0	≤0.5	≤0.10	≤0.015	≤0.03	Al1.0 ~ 1.7
Cr15Ni70Ti3AlNb	0Cr15Ni70Ti3AlNb	Inconel X-750	基	14 ~ 17	5 ~ 9	≤1.0	≤0.5	≤0.10	≤0.010	≤0.02	Al0.4 ~ 1.0 Ti2.25 ~ 2.75 Nb0.70 ~ 1.20
Cr20Ni65Ti3AlNb	0Cr20Ni65Ti3AlNb	—	基	19 ~ 21	余	≤1.0	≤0.5	≤0.10	≤0.010	≤0.02	Al0.4 ~ 1.0 Ti2.25 ~ 2.75 Nb0.70 ~ 1.20
Cr30Ni70	0Cr30Ni70	ЭИ442	基	28 ~ 31	≤1.0	≤1.2	≤0.5	≤0.05	≤0.02	≤0.02	Al≤0.30
Cr30Ni60Fe10	00Cr30Ni60Fe10	Inconel 69④	基	27 ~ 31	7 ~ 11	≤0.5	≤0.5	≤0.05	≤0.015	≤0.02	Cu≤0.50
Cr35Ni65	0Cr35Ni65Al	Corronel 230	基	34 ~ 36	≤0.10	≤0.30	≤0.50	≤0.10	≤0.02	≤0.02	Al≤0.25
Cr40Ni60	0Cr40Ni60		基	38 ~ 42	≤1.0	≤0.30	≤0.50	≤0.10	≤0.02	≤0.02	
Cr50Ni50	0Cr50Ni50	Inconel 671③ IN-657① IN-589②	基	48 ~ 52	≤1.0	≤0.30	≤0.50	≤0.10	≤0.02	≤0.02	①Nb1.4 ~ 1.7 ②Zn ~ 1.5 ③Ti ~ 1.5

①②③　0Cr50Ni50 的三种牌号。

④　用于原子能工程。



1　铬对镍耐蚀性的影响

1.1　铬对镍电化学行为的影响

图8.5-2为铬对镍的恒电位阳极极化曲线的影响。随着铬含量的提高，合金的临界钝化电流和维钝电流降低，钝化区变宽，预示着镍的耐蚀得以提高，33%Cr的合金处于最佳状态。w（Cr）=51%的合金，尽管临界钝化电流最小，但维钝电流远高于含w（Cr）=33%的合金。图8.5-3和图8.5-4的结果进一步说明，当合金在铬含量达一定数量后，在稀H_2SO_4中便易产生活化－钝化反应，使合金易于钝化，腐蚀将被减缓或抑制。

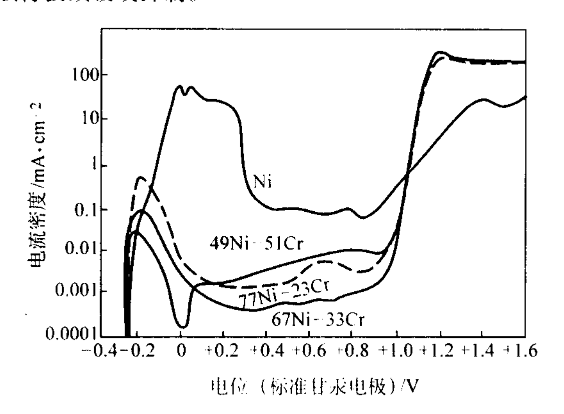


图8.5-2　在H_2饱和的25℃ $5NH_2SO_4$中，Ni和Ni-Cr合金的恒电位阳极极化曲线

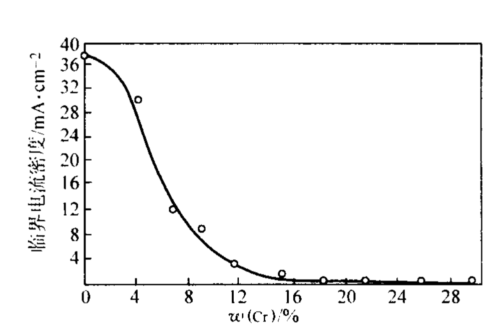


图8.5-3　Cr对镍铬合金钝态电流密度的影响
（0.55 mol/L H_2SO_4，25℃，充入氮气）

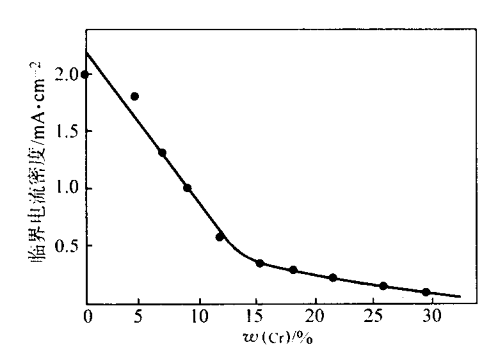


图8.5-4　Cr对镍铬合金钝态电流密度的影响
（0.005 mol/L NH_2SO_4，25℃，充入氮气）

1.2　铬对镍在氧化性酸介质中耐蚀性的影响

铬对镍在氧化性硝酸、硫酸介质中耐蚀的影响如图8.5-5所示。少量铬的加入对镍耐蚀性的影响很小，w（Cr）=6%～9%合金的耐蚀性反而下降。此后，随铬含量增加，合金的耐蚀性便急剧增加，引起耐蚀性突变的临界铬含量视介质条件差别而不同。在达到临界铬含量以后再增加铬含量已无明显效果。

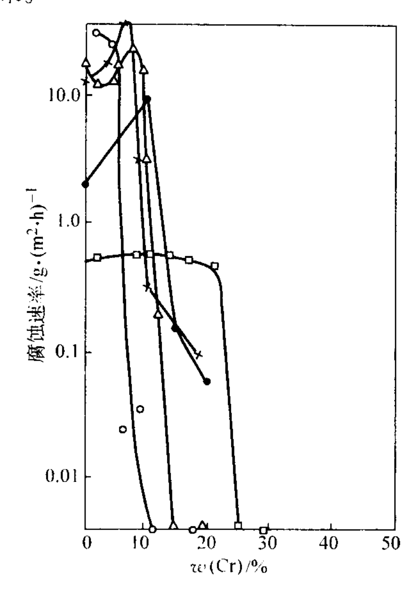


图8.5-5　在一些氧化性酸介质中Cr对镍耐蚀性的影响

● 室温，10%HNO_3，24 h；
△ 25℃，1 mol/L HNO_3，24 h；
□ 25℃，1.1 mol/L HNO_3，充空气，4天；
+ 30℃，5%H_2SO_4，1 h；
○ 25℃，0.5 mol/L H_2SO_4 + 25 g/L $Fe_2SO_4·9H_2O$，充空气

1.3　铬对镍在强氧化性硝酸中耐蚀性的影响

在强氧化性硝酸中，随合金中铬含量的提高耐蚀性增加，含质量分数为35%～45%Cr的Ni-Cr合金的耐蚀性达到最理想状态，此后再增加铬含量对耐蚀性已不产生明显的改善效果，在某些条件下，合金的耐蚀性反而变坏（图8.5-6和图8.5-7），含质量分数为35%Cr合金具有最低的敏化敏感性（图8.5-8）。

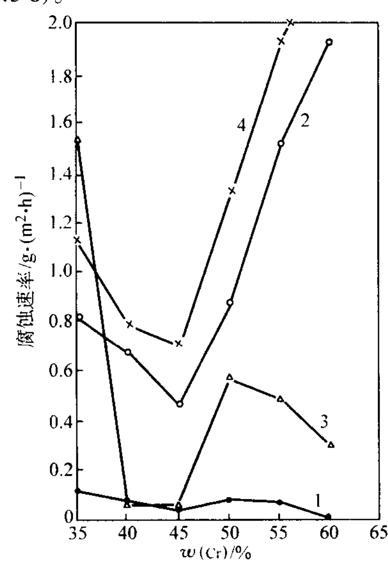


图8.5-6　在一些强氧化性酸中，Cr对镍耐蚀性的影响

1—沸腾70%HNO_3，48 h；2—沸腾98%HNO_3，24 h；
3—沸腾混酸（60%H_2SO_4 + 20%HNO_3 + 20%H_2O），4 h；
4—50℃铬酸，72 h



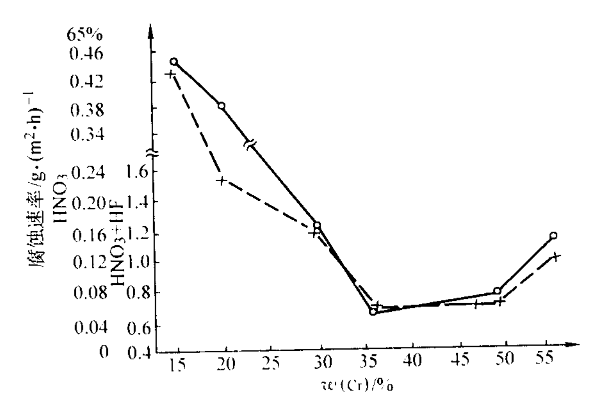


图 8.5-7　不同 Cr 含量的 Ni-Cr 合金在 65% HNO_3 和 HNO_3+HF 混酸中，沸腾温度下的耐蚀性变化

○ 10mol/L HNO_3 + 0.05 mol/L HF + 0.05 mol/L $MHg(NO_3)_2$；× 65% HNO_3

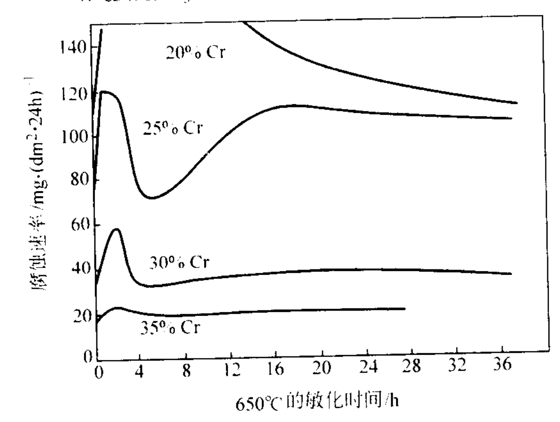


图 8.5-8　650℃敏化时间对 Ni-Cr 合金在沸腾 70% 硝酸中耐蚀性的影响

1.4　铬对镍在高温气体中耐蚀性的影响

铬显著改善镍的抗高温硫腐蚀的性能，影响镍的抗硫化性能的主导因素是铬的加入量和温度，图 8.5-9 为在 500～900℃ 1 个大气压硫蒸气中，Ni-Cr 合金的硫化反应速度与合金中铬含量的关系，显然，含质量分数大于 20% Cr 合金的抗硫化性能将明显改善，质量分数为 50% Cr 的合金达最佳状态。

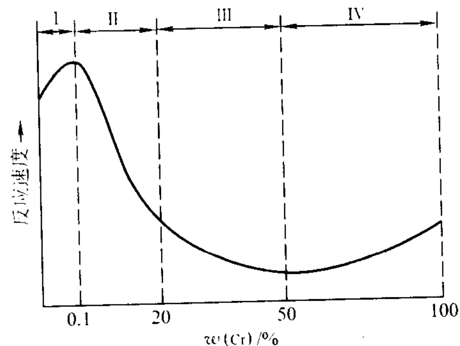


图 8.5-9　Cr 对镍抗硫化速度的影响

在 H_2S 和 SO_2 中，铬亦显著改善镍铬合金的耐蚀性，图 8.5-10 给出了在 900℃ H_2S 和 SO_2 环境中，Ni-Cr 合金的耐蚀性与合金中铬含量的关系。在高温 SO_2 中，因其氧化性使合金生成一层氧化膜阻碍了硫的进一步进入，SO_2 对合金的腐蚀性不如还原性 H_2S 强烈。在 SO_2 中，含质量分数为 35% Cr 的镍铬合金具有最好的耐蚀性，超过 50Cr-50Ni 合金。在 H_2S 中，则 50Cr-50Ni 合金的耐蚀性最好。

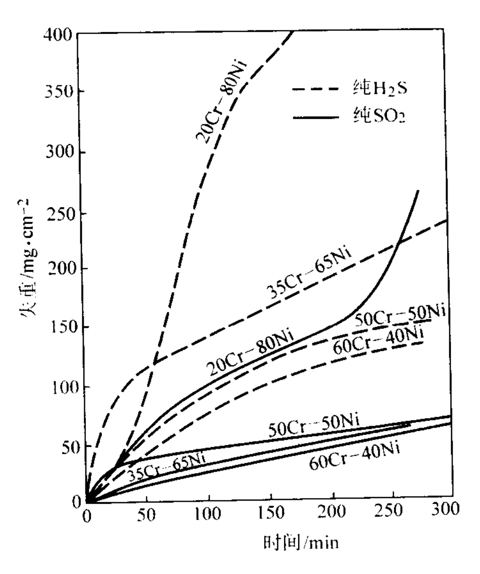
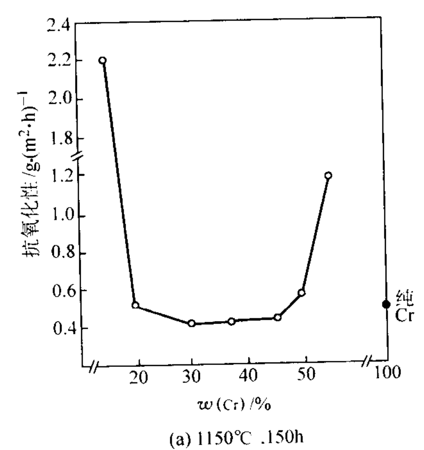
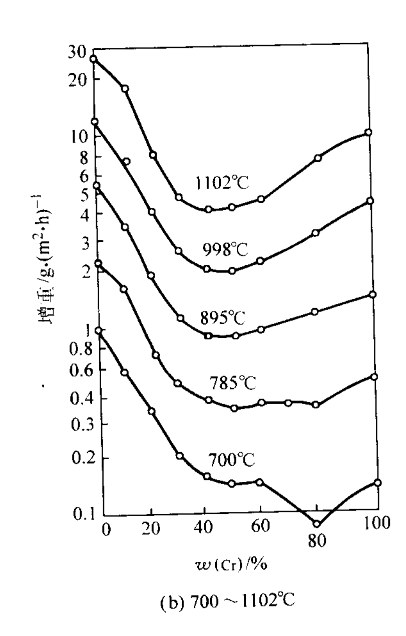


图 8.5-10　Ni-Cr 合金在 900℃ H_2S 和 SO_2 中的腐蚀性

铬对 Ni-Cr 合金高温抗氧化性能的影响如图 8.5-11 所示。就抗氧化性能而言，合金中的铬 w（Cr）达到 20% 即可获得明显效果，随后再提高铬含量，尽管其耐蚀性仍可改善，但已不明显，其抗氧化性能基本处于同一水平。



(a) 1150℃ ,150h



(b) 700～1102℃

图 8.5-11　铬对 Ni-Cr 合金的高温抗氧化性能的影响



2 常用镍铬耐蚀合金的组织、性能和应用

常用 Ni-Cr 耐蚀合金除 0Cr50Ni50 合金外，在固溶状态均呈奥氏体组织，其主要使用性能为耐蚀性，为提高抗氧化性能和强度，某些牌号加入 Al、Nb 和 Ti。Nb 和 Ti 除具有时效强化作用外，尚可固定合金中的碳，因此降低了合金的敏化敏感生，具有改善合金耐晶间腐蚀的功能。

2.1 0Cr15Ni75Fe（Inconel 600）——NS312

0Cr15Ni75Fe 是早期开发和应用的 Ni-Cr 耐蚀合金，自 1931 年问世以来，因其兼有耐蚀、耐热和抗硫化性能和良好的工艺性能，它广泛应用于各工业部门。此合金成分简单易于生产，价格低廉，往往成为一些工业部门的首选材料。

2.1.1 化学成分和组织特点

0Cr15Ni75Fe 合金的化学成分见表 8.5-1。在固溶退火状态下，此合金具有单一的稳定奥氏体组织结构，在中温（550 ~ 950℃）范围内停留或经过焊接循环，在合金基体上和沿奥氏体晶界会有 Cr_7C_3（≥891℃）和 $Cr_{23}C_6$ 等富铬碳化物析出，这些富 Cr 型碳化物的析出是导致合金晶间腐蚀的根源。

2.1.2 室温力学性能

1）室温拉伸性能

不同状态下各类材料的室温力学性能见表 8.5-2。

表 8.5-2 0Cr15Ni75Fe 合金的室温力学性能

材料品种及状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	硬度
棒材：冷拔退火	550 ~ 690	175 ~ 345	55 ~ 35	65 ~ 85HRB
冷拔态	720 ~ 1 035	550 ~ 860	30 ~ 10	90B ~ 30HRC
热加工退火态	550 ~ 690	205 ~ 345	55 ~ 35	68B ~ 85HRB
热加工态	585 ~ 825	240 ~ 620	50 ~ 30	75B ~ 95HRB
板材：热轧退火态	550 ~ 725	205 ~ 345	55 ~ 35	65 ~ 85HRB
烈轧态	585 ~ 760	240 ~ 450	50 ~ 30	80 ~ 95HRB
薄板：冷轧退火态	550 ~ 690	205 ~ 310	55 ~ 35	≤88HRB
冷轧硬化态	825 ~ 1 035	620 ~ 860	15 ~ 2	≥24HRC
带材：冷轧退火态	550 ~ 690	205 ~ 310	55 ~ 35	≤84HRB
冷轧回火态	1 000 ~ 1 170	825 ~ 1 100	10 ~ 2	≥34HRC
管材：热轧态	515 ~ 690	175 ~ 345	55 ~ 35	—
热轧退火态	515 ~ 690	175 ~ 345	55 ~ 35	—
冷拔退火态	550 ~ 690	175 ~ 345	55 ~ 35	≤88HRB
丝材：冷拔退火态	550 ~ 825	240 ~ 515	45 ~ 20	
冷拔回火态	725 ~ 930	480 ~ 725	35 ~ 15	
弹簧回火态	1 170 ~ 1 515	1 035 ~ 1 445	5 ~ 2	

不同类型材料的室温力学性能和热处理制度之间的关系见表 8.5-3 ~ 表 8.5-7。

表 8.5-3 热轧棒材的室温力学性能与热处理制度之间的关系

热处理制度	R_{σ}/MPa	$R_{x0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HRB
热轧态	669	305	46.0	68.0	86
871℃ × 1 h，空冷	656	282	44.0	66.0	85
927℃ × 1 h，空冷	656	281	45.0	46.5	84
982℃ × 1 h，空冷	620	209	49.0	69.5	75
1 037℃ × 1 h，空冷	593	140	55.0	71.5	70
1 093℃ × 1 h，空冷	592	166	55.0	71.5	70
1 149℃ × 1 h，空冷	580	165	57.5	69.5	69

表 8.5-4 热处理对锻造棒材室温力学性能的影响

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	HRB
锻态①	679	398	35	91
704℃ × 1 h，空冷	689	418	34	92
760℃ × 1 h，空冷	669	391	31	89
816℃ × 1 h，空冷	676	391	33	91
871℃ × 1 h，空冷	700	425	32	93
927℃ × 1 h，空冷	703	285	39	88

① 终锻温度为 871℃，变形量为 31%。

表 8.5-5 热处理对热轧板室温力学性能的影响

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	HRB
热轧态	679	344	42.0	55.5	87
871℃ × 1 h，空冷	672	329	40.0	55.0	87
927℃ × 1 h，空冷	676	339	40.5	58.0	84
982℃ × 1 h，空冷	634	198	49.0	63.0	75
1 037℃ × 1 h，空冷	624	189	51.0	65.0	73
1 093℃ × 1 h，空冷	616	183	52.5	66.5	72
1 149℃ × 1 h，空冷	580	161	58.0	65.0	68

表 8.5-6 热处理对冷拔棒室温力学性能的影响

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	硬度
冷拔态	847	813	16.0	55	28HRC
649℃×1 h，空冷	919	775	20.0	51	23HRC
704℃×1 h，空冷	1 015	686	22.0	52	99HRB
760℃×1 h，空冷	812	620	23.5	53	97HRB
816℃×1 h，空冷	682	274	42.0	61	76HRB
871℃×1 h，空冷	681	272	43.0	63	77HRB

表 8.5-7 热处理对冷拔管（ϕ16×2 mm）室温力学性能的影响

热处理制度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	硬度
冷拔态	988	911	8.0	34HRC
649℃×1 h，空冷	984	851	17.5	32HRC
704℃×1 h，空冷	902	742	18.0	30HRC
760℃×1 h，空冷	707	285	41.0	88HRB
816℃×1 h，空冷	688	272	42.0	83HRB
871℃×1 h，空冷	689	278	43.0	83HRB

2) 室温抗压强度 0Cr15Ni75Fe 合金的抗压强度见表 8.5-8。

表 8.5-8 0Cr15Ni75Fe 合金的室温抗压强度

材料状态	拉伸屈服强度/MPa		抗压屈服强度/MPa	
	$\sigma_{0.02}$	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{-0.02}$	$\sigma_{-0.2}$
热轧退火	268	303	276	309
冷拔消除应力（760℃×1 h）	552	619	513	605
挤压管	174	212	192	224

3) 室温抗剪强度 0Cr15Ni75Fe 合金的室温抗剪强度见表 8.5-9。

表 8.5-9 0Cr15Ni75Fe 冷轧薄板和带的抗剪强度

状态	抗剪强度/MPa	σ_b/MPa	硬度
退火态	417	583	71 HRB
半硬态	454	678	98HRB
全硬态	562	1 045	31HRC

4) 抗扭强度 冷拔应力平衡棒材的抗扭强度见表 8.5-10。

表 8.5-10 应力平衡冷拔棒的抗扭强度

直径/mm	扭转性能			拉伸性能		
	屈服强度/MPa	Johnson 近似弹性极限/MPa	扭转角/(°)·cm^{-1}	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
25.4	342	372	11.9	717	569	25
38	415	481	—	756	657	22

5) 弹簧性能 0Cr15Ni75Fe 合金螺旋弹簧的性能见表 8.5-11。冷缠弹簧的松驰性能受加工程度和材料晶粒尺寸的影响，经应力平衡处理（427～482℃保温 1 h）的弹簧具有最大的抗松驰性能。在温度为 400℃以下，0Cr15Ni75Fe 合金弹簧具有良好的弹性。

表 8.5-11 0Cr15Ni75Fe 合金冷缠弹簧①的室温性能

缠后热处理	σ_b/MPa	抗扭强度/MPa	扭转比例极限/MPa	弹簧的疲劳强度②/MPa 10^6	10^7	10^8
冷拔态	1 180	789	508	—	—	—
204℃×1 h	1 246	816	507	—	—	189
316℃×1 h	1 310	830	501	309	226	206
427℃×1 h	1 331	830	492	—	—	213
482℃×1 h	1 324	844	453	343	240	220
538℃×1 h	1 303	816	419	—	—	206

① ϕ3.76 mm 回火弹簧丝（65%变形量）。
② 包括曲率矫正因素，初始应力 68.6 MPa。

6) 室温冲击性能 0Cr15Ni75Fe 合金棒材的室温冲击性能见表 8.5-12，无论在什么状态下，此合金均具有很高冲击性能，表现出良好的韧性。

表 8.5-12 0Cr15Ni75Fe 合金棒材的室温冲击吸收功

试验状态	冲击吸收功/J	
	艾氏	夏比 U 形缺口
冷拔	>165	310
冷拔+退火	95～135	205
热轧	>165	310
热拔+退火	135～165	—

7) 疲劳性能 合金的室温疲劳强度见表 8.3-13 和表 8.5-14。晶粒度对疲劳行为的影响如图 8.5-12 和图 8.5-13 所示，这些数据表明晶粒度对低周疲劳未产生明显影响，而对疲劳强度却有明显影响，细晶粒合金具有较高的疲劳强度。

表 8.5-13 0Cr15Ni75Fe 合金的室温疲劳强度

状态	疲劳强度（10^8）/MPa	σ_b/MPa
退火	268	585～785
热轧	279	600～890
冷拔	310	775～1 390
冷拔+应力平衡态（274℃×3 h）	362	835～1 190

表 8.5-14 0Cr15Ni75Fe 锻件的室温低周疲劳（675 周/h）

材料状态	在下述循环次数下产生断裂的交变应变/mm·mm^{-1}		
	1 000 周	10 000 周	50 000 周
锻态	±0.012 5	±0.005 0	±0.003 5
760℃×4 h 消除应力	±0.012 5	±0.004 7	±0.002 7

2.1.3 低温力学性能

0Cr15Ni75Fe 合金，因其奥氏体组织，使之低温力学性能良好，尽管强度稍有增加，但合金的低温塑性未发生明显变化，低温冲击性能和室温冲击性能之间未发生变化，此合金具有良好的低温韧性，一些低温力学性能数据见图 8.5-14 和表 8.5-15。



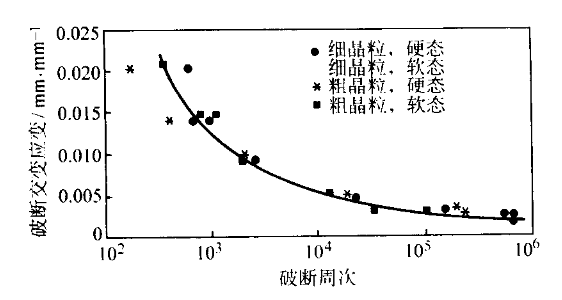


图 8.5-12 0Cr15Ni75Fe 合金锻件的低周疲劳

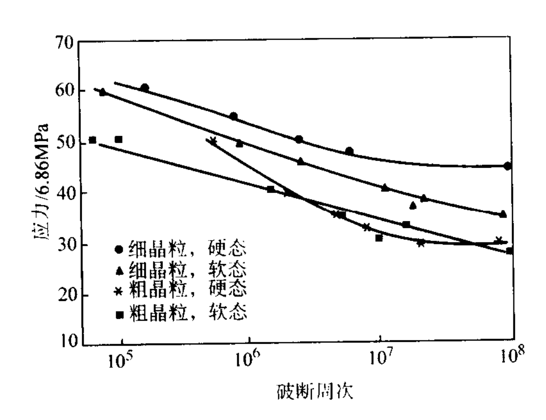


图 8.5-13 0Cr15Ni75Fe 合金旋转梁疲劳强度

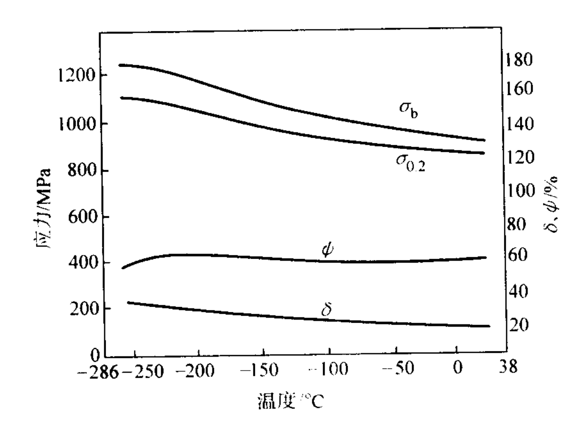


图 8.5-14 0Cr15Ni75Fe 合金冷拔棒材的低温力学性能

表 8.5-15 0Cr15Ni75Fe 合金板材的低温冲击吸收功

温度/℃	冲击吸收功（夏比钥匙孔）/J	
	纵向	横向
21	84	86
-79	91	89
-196	83	82

2.1.4 高温力学性能

不同类型和不同状态的 0Cr15Ni75Fe 合金的高温瞬时力学性如图 8.5-15 ~ 图 8.5-17 所示，高温硬度如图 8.5-18 所示。

1）高温疲劳 0Cr15Ni75Fe 合金的高温疲劳强度和高温低周疲劳性能见图 8.5-19 和表 8.5-16。

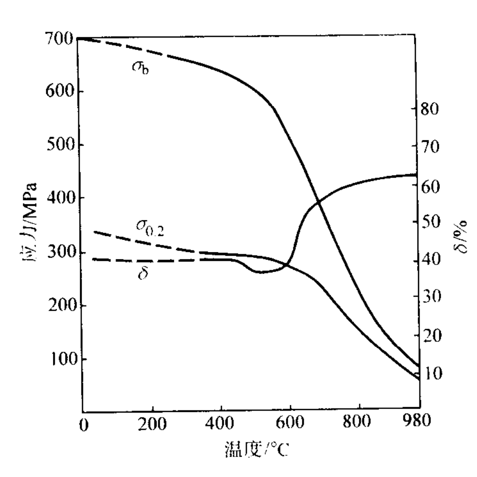


图 8.5-15 0Cr15Ni75Fe 合金热轧中厚板材退火态的高温瞬时性能

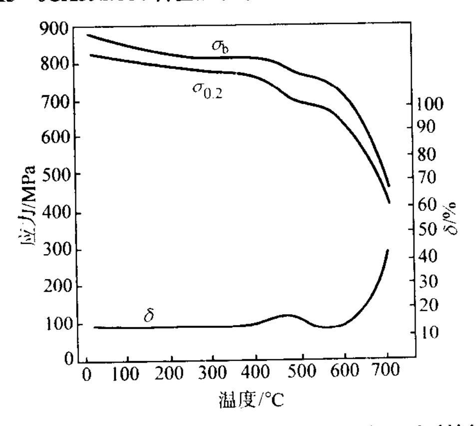


图 8.5-16 0Cr15Ni75Fe 合金冷拔棒材的高温瞬时性能

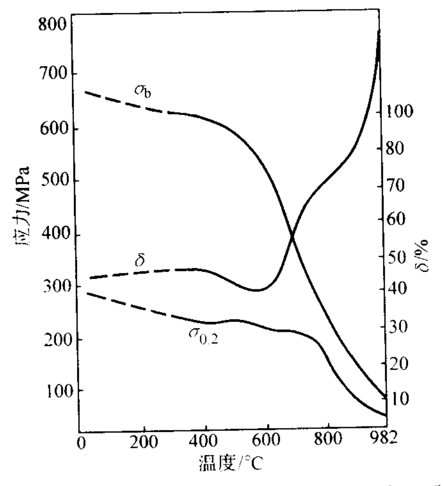


图 8.5-17 0Cr15Ni75Fe 合金热轧棒材退火态的高温瞬时性能

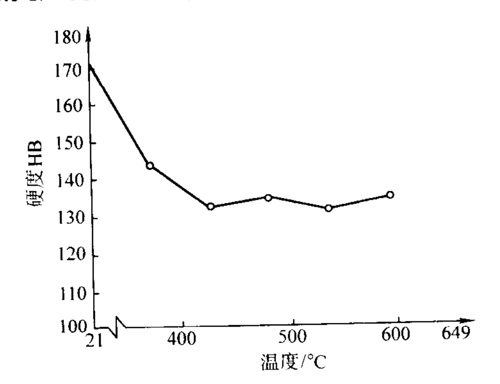


图 8.5-18 0Cr15Ni75Fe 合金热轧材的高温硬度

图 8.5-19　冷拔退火棒材高温旋转梁疲劳强度
（试样的室温性能为 $\sigma_b = 727$ MPa，$\sigma_{0.2} = 356$ MPa，$\delta = 39\%$，$\psi = 68.6\%$）

表 8.5-16　0Cr15Ni75Fe 合金退火棒材的高温低周疲劳
（550 周/h）

温度/℃	引起破断的交变应变/mm·mm⁻¹		
	10 000 周	50 000 周	100 000 周
24	±0.003 6	±0.002 1	±0.001 8
93	±0.004 3	±0.002 1	±0.001 8
204	±0.005 8	±0.002 6	±0.002 0
316	±0.005 2	±0.002 3	±0.001 8

2）持久和蠕变　0Cr15Ni75Fe 合金热轧板的持久和蠕变性能如图 8.5-20 所示。不同状态的 0Cr15Ni75Fe 合金的持久和蠕变数据分别见表 8.5-17 和表 8.5-18。

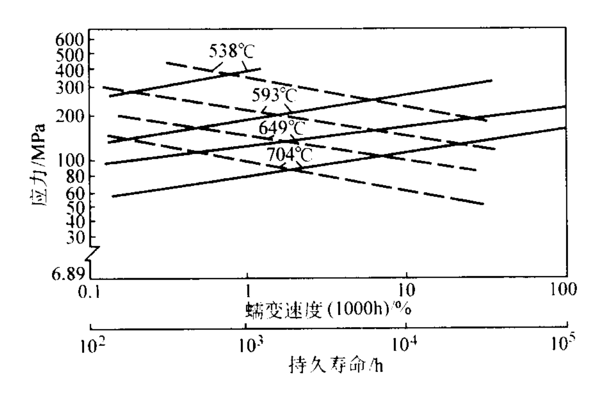
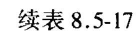


图 8.5-20　0Cr15Ni75Fe 合金热轧板材的高温蠕变和持久性能
——蠕变；— —持久

表 8.5-17　0Cr15Ni75Fe 合金的蠕变性能

温度/℃	产生下列蠕变速度的应力/MPa			
	0.01%/1 000 h		0.1%/1 000 h	
	冷拔，954℃×3 h 空冷	1 121℃×2 h 空冷	冷拔，954℃×3 h 空冷	1 121℃×2 h 空冷
427	206	—	274	—
482	123	—	192	—
538	42	—	85.7	—
593	23	—	46.6	—


续表 8.5-17

温度/℃	产生下列蠕变速度的应力/MPa			
	0.01%/1 000 h		0.1%/1 000 h	
	冷拔，954℃×3 h 空冷	1 121℃×2 h 空冷	冷拔，954℃×3 h 空冷	1 121℃×2 h 空冷
649	15	—	—	—
704	9.6	27	—	34.3
760	6.7	24	—	—
816	4.5	19.2	—	22
871	3.1	11.7	6.0	13.7
927	—	5.6	—	7.5
982	2.3	2.4	3.8	3.8
1 093	1.1	1.1	1.9	1.9
1 149	0.7	0.7	1.2	1.2

表 8.5-18　0Cr15Ni75Fe 合金的持久强度

状态	温度/℃	在下列时间断裂的应力/MPa				
		10 h	100 h	1 000 h	10 000 h	100 000 h①
冷拔，954℃×3 h 空冷退火	538	507.6	343	233	157.8①	110
	649	233	158	99.5	64.5①	41.2
	760	89	57.6	38.4	24.7①	16.5
	871	51	33	20.6	13①	8.2
	982	30	19	12.3	7.9	5
	1 093	14	9.6	6.3①	4.3①	2.9
热轧，899℃×2 h 退火	732	137	92.6	63	43.9①	30
	871	55.6	36.3	24①	15①	10.3
	982	30	19.2	12.3	7.9	5
	1 093	14	9.6	6.3①	4.3①	2.7
1 121℃×2 h 空冷固溶处理	732	130	96	67.2	48①	34.3
	816	79	55	38.4	27.4①	19.2
	871	55	36.4	24①	15.8①	10.3
	982	30	19	12.3	7.9	5
	1 093	14	9.6	6.3①	4.3①	2.7
	1 149	11	7.5	—	—	—

① 外推值。

0Cr15Ni75Fe 合金具有良好的高温冲击性能，数据见表 8.5-19。

表 8.5-19　0Cr15Ni75Fe 合金的高温冲击吸收功
（夏比 V 形试样）

温度/℃	冲击吸收功/J	
	退火态	冷拔态
21.0	243	154
427.0	253	114
538.0	217	117
649.0	217	141
760.0	208	221

2.1.5 0Cr15Ni75Fe 合金的耐蚀性

（1）均匀腐蚀

1）大气　在城市大气、乡村大气和工业大气中，0Cr15Ni75Fe 合金具有极佳的耐蚀性。在海洋大气中，美国南卡州 Kure 海滨大气 15 年的挂片结果指出，此合金的腐蚀速率低于 0.000 25 mm/a，未见强度和塑韧性损失。

2）水介质　在各种水介质中，0Cr15Ni75Fe 合金的耐蚀性极佳。在静止或流速低的海水中可能遭受到严重的点蚀和缝隙腐蚀，在低速海水中不宜使用此合金。

3）碱类　在大多数 NaOH 溶液中，0Cr15Ni75Fe 合金具有与纯镍、Ni68Cu28Fe 合金相同的耐蚀性。在沸腾 NaOH 溶液中，0Cr15Ni75Fe 合金的耐蚀性见表 8.5-20 和图 8.5-21。

表 8.5-20　0Cr15Ni75Fe 在沸腾 NaOH 溶液中的腐蚀
（试验时间：21 天）

NaOH 浓度（质量分数）/%	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
10	0
20	0.000 25
30	0.003 3
40	0.002 2
50	0.004 3
60	0.105
70	0.069
80	0.004 5

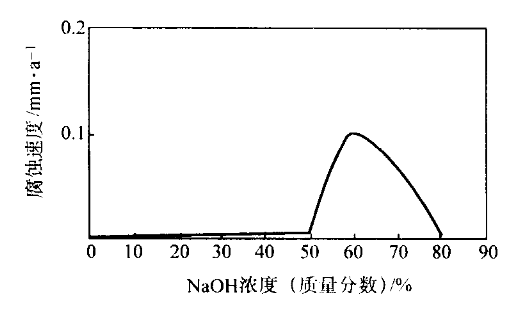


图 8.5-21　0Cr15Ni75Fe 合金在沸腾 NaOH 中的耐蚀性

此合金在最严苛的沸腾 60% NaOH 中的腐蚀速度仅为 0.105 mm/a，呈现出极好的耐蚀性。此合金在碱性化合物中也极耐蚀，在 170℃，50% Na_2SO_4 中，它的腐蚀速度也仅为 0.1 mm/a。在氢氧化铵中，合金的耐蚀性也十分突出，在 26%NH_3，14%CO_2 和水的介质中，（氨汽提塔环境）80℃，65 天试验结果指出，0Cr15Ni75Fe 合金的腐蚀速度仅为 0.1 mm/a。

4）盐类　在中性和碱性盐中（氯化钠、碳酸钠、硫酸钠、醋酸钠），0Cr15Ni75Fe 合金具有良好的耐蚀性，即使在热溶液中，合金的腐蚀速度通常小于 0.025 mm/a。但此合金在中性 NaCl 中，不能完全免除点蚀等局部腐蚀，在使用时应谨慎。

在大多数酸性盐中，此合金的耐蚀性也极好，一些数据见表 8.5-21。但在氯化锰、氯化锌中的耐蚀均匀腐蚀性能不理想。

对氧化性碱盐，0Cr15Ni75Fe 合金在次氯酸盐（例如次氯酸钠和次氯酸钾）中，易产生点蚀，仅可应用于很稀的溶液中（可利用氯的量小于 500×10^{-6}（质量分数）），但硅酸钠和磷酸三钠具有明显的缓蚀效果，一些试验数据见表 8.5-22。

表 8.5-21　0Cr15Ni75Fe 合金在酸性盐溶液中的腐蚀

介质	试验条件	腐蚀速度 $mm \cdot a^{-1}$	最大点蚀深度/mm
氯化铝	50℃，26% $AlCl_3 \cdot 6H_2O$，浸在溶液中 499 h，搅拌	0.038	0.08
氯化铵	在蒸发器中，由 28% 浓缩至 40%，102℃，32 天	0.013	0.15
硫酸铵＋硫酸	含硫酸铵结晶的饱和溶液＋5% H_2SO_4，38～47℃，33 天	0.023	—
硫酸锰	在蒸发器中，由密度为 1.25 浓缩至 1.35，113℃，11 天	0.254	0.08
氯化镁	浸在带回流冷凝器的 42% 溶液中，141℃，751 h	0.002 5	—
氯化锰	浸在浓缩至 3.7% 的蒸发皿中，104℃，19 天	0.711	—
氯化锌	在蒸发器中，在沸腾温度由 30% 浓缩至 70%，30 天	0.61	—
氯化锌	在蒸发皿中，含痕量硫酸的饱和溶液中，107℃，35 天，强烈搅动	0.56	—

表 8.5-22　0Cr15Ni75Fe 合金在次氯酸钠中的腐蚀
（40℃，16 h 试验）

溶液成分/$g \cdot L^{-1}$			腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$	最大点蚀深度 /mm
可用氯	硅酸钠	磷酸三钠		
6.5	—	—	0.29	0.69
6.5	0.5	—	0.06	0.56
6.5	—	0.5	0.06	0.43
6.5	2.0	—	0.025	0.20
6.5	—	2.0	0.03	0.30
3.3	—	—	0.12	0.81
3.3	0.5	—	0.03	0.20
3.3	—	0.5	0.025	0.18
0.1	—	—	0.05	0.15
0.1	0.5	—	0.001 8	0.08
0.1	—	0.5	0.001 8	—

5）酸类

① 硫酸　0Cr15Ni75Fe 合金在室温不通空气的浓度小于 60% 的硫酸中具有适用的耐蚀性（表 8.5-23 和表 8.5-24），其腐蚀速度约为 0.13 mm/a。通气将加速合金的腐蚀。提高温度，合金的腐蚀速度急剧增加。在热硫酸中，仅能在稀硫酸中使用。氧化性盐类对合金在中温硫酸中具有缓蚀作用。在高浓硫酸（98%）或发烟硫酸中，0Cr15Ni75Fe 合金在室温具有可用的耐蚀性，例如在 21℃，103% 发烟硫酸（13% 游离 SO_3）中，合金的腐蚀速度仅为 0.05 mm/a。

② HCl 酸和 HF 酸　在 HCl 酸和 HF 酸中，0Cr15Ni75Fe 合金仅能用于低温和浓度很稀的酸中，其腐蚀数据见图 8.5-



22、图 8.5-23 和表 8.5-25。

表 8.5-23　0Cr15Ni75Fe 合金在不同状态硫酸溶液中的腐蚀

H_2SO_4 /%	温度 /℃	时间 /h	流速 /m·min^{-1}	腐蚀速度/mm·a^{-1} 未通气	空气饱和
0.16	100	—	—	0.09	—
1	30	120	0.47	—	1.24
1	78	22	0.47	—	2.79
5	19	100	—	0.06	—
5	30	20	0.47	0.23	—
5	30	23	0.49	—	1.98
5	60	100	—	0.25	—
5	80	20	0.49	0.75	3.81
10	室温	24	—	0.11	—
70	30	20	0.47	1.17	—
93	30	20	0.47	6.86	0.25

表 8.5-24　0Cr15Ni75Fe 合金在硫酸中的腐蚀速度

浓度/%	腐蚀速度/mm·a^{-1} 室温	沸腾温度	浓度/%	腐蚀速度/mm·a^{-1} 室温	沸腾温度
10	0.081	3.429	60	0.048	—
20	0.051	4.724	70	0.058	—
30	0.064	5.486	80	0.566	—
40	0.046	17.79	98	0.188	—
50	0.041	—			

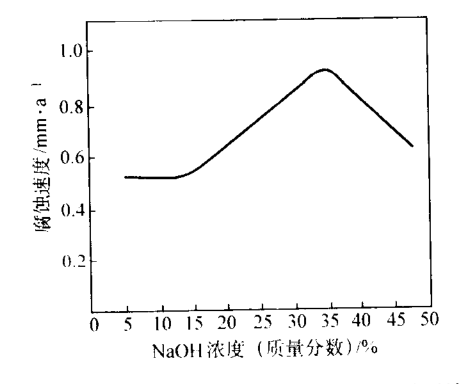


图 8.5-22　0Cr15Ni75Fe 合金在 75℃氢氟酸中的耐蚀性

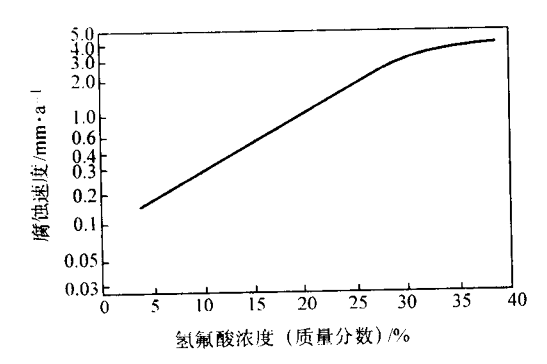


图 8.5-23　0Cr15Ni75Fe 合金在室温盐酸中的耐蚀性

表 8.5-25　0Cr15Ni75Fe 合金在盐酸中的腐蚀速度

酸浓度 /%	温度 /℃	试验时间 /h	充气情况	流速 /m·min^{-1}	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
5	30	20	充 H_2	5.1	0.33
5	30	20	充空气	5.1	2.46
5.9	30	120	充空气	0	1.14
5.9	80	120	充空气	0	18.03
5	85	20	充 H_2	5.1	40.38
5	85	20	充空气	5.1	49.53

③ 磷酸　在室温的各种浓度的 H_3PO_4 中，合金的腐蚀速度不超过 0.05 mm/a。在湿法磷酸和过磷酸中，此合金的耐蚀性不佳。表 8.5-26 给出了 0Cr15Ni75Fe 合金在各种磷酸中的腐蚀试验结果。

表 8.5-26　0Cr15Ni75Fe 合金在磷酸中的腐蚀

H_3PO_4 浓度/%	温度 /℃	时间 /h	试验条件	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
10	101	96	试剂级 H_3PO_4，试验室试验	0.025
38	52	240	湿法磷酸，贮槽	0.18
50	110	96	试剂级 H_3PO_4，试验室试验	4.47
57	室温	648	火法磷酸，贮槽	0.018
57	105	48	火法磷酸，试验室试验	16.26
70	24	7 440	火法磷酸，贮槽	0.005
75	50	1 440	火法磷酸，贮槽	0.15
75	50	1 440	火法磷酸，贮槽	0.15
75	70	936	火法磷酸，搅动	0.69
75①	75	48	试剂级 H_3PO_4，试验室试验通气	1.32
74	116	120	湿法磷酸，贮槽	17.01
85	55	72	试剂级磷酸，试验室试验	0.02
85	75	72	试剂级磷酸，试验室试验	0.80
85	98	96	试剂级磷酸，试验室试验	1.17
82～87	100	120	火法磷酸，贮槽，通气	5.11
85	160	24	试剂级磷酸，试验室试验	3.70
116	120	48	火法磷酸，工厂试验	0.025

① 铸造 Cr-Ni 合金。

④ 硝酸　硝酸是强氧化性腐蚀介质，在低浓度下（<20%），因 0Cr15Ni75Fe 合金的低铬含量，不足使其钝化，不具备可用的耐蚀性，仅在低温酸浓度大于 20% 的条件下，比合金才具有可用的耐蚀性（表 8.5-27）。

表 8.5-27　0Cr15Ni75Fe 合金在硝酸中的耐蚀性

HNO_3 浓度/%	温度 /℃	时间 /h	流速 /m·min^{-1}	通气	腐蚀速度 /mm·a^{-1}
5	30	24	0.49	空气饱和	0.15
5	30	24	0.49	H_2 饱和	1.65
15	30	20	0.49	空气饱和	0.61

续表 8.5-27

HNO₃浓度/%	温度/℃	时间/h	流速/m·min⁻¹	通气	腐蚀速度/mm·a⁻¹
15	30	20	0.49	H_2 饱和	2.54
25	30	24	0.49	空气饱和	0.045
25	30	24	0.49	H_2 饱和	0.03
35	30	24	0.49	空气饱和	0.06
45	30	48	0.49	未通气①	0.02
55	30	48	0.49	未通气①	0.02
65	30	24	0.49	未通气①	0.074

① 溶液暴露于大气中，溶液未鼓泡。

⑤ 有机酸　0Cr15Ni75Fe 合金在低于 100℃的各种浓度的醋酸中具有良好的耐蚀性（表 8.5-28）。在其他有机酸中，0Cr15Ni75Fe 合金的耐蚀性与在醋酸中基本相同，但在不通气的甲酸和顺丁二烯酸中，100℃的腐蚀速度已超过 0.5 mm/a，显得过高，因此不宜在过高的温度范围使用。

表 8.5-28　0Cr15Ni75Fe 合金在醋酸和甲酸中的腐蚀

酸浓度/%	温度/℃	时间/h	试验条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹
醋酸 0.5	室温	70	通过对流通入一些空气	0.055
0.5	70	100	通过对流通入一些空气	0.10
2.0	室温	70	通过对流通入一些空气	0.055
2.0	70	100	通过对流通入一些空气	0.11
2.0	沸腾	68	回流冷凝	0.005
5	30	51	通气	0.02
10	30	120	空气饱和、流速 4.9 mm/min	0.02
10	沸腾	168	回流冷凝	0.33
50	102	96	—	1.24
99.6	118	96	—	0.56
甲酸 2	150	648	含 1.5%甲醛	0.075
10	101	96	—	0.89
50	102	96	—	1.55
90	25	336	贮槽，液相	0.10
90	25	144	贮槽，气相	0.15
90	100	182	静止，液相	0.5
90	100	628	静止，气相	3.3

6）卤族气体、卤族氢化物气体

① 氯　在高温氯中，0Cr15Ni75Fe 合金的耐蚀性类似于纯镍，耐蚀温度可达 650℃。在 HCl 气体中的耐蚀性与在氯中类似。短时间试验结果如图 8.5-24 和图 8.5-25 所示。随时间的增长，由于形成一层具有保护性镍的氯化物膜，腐蚀将减缓。

② 氟　在高温氟中，合金的耐蚀性不如纯镍，一般认为是由于铬的氟化物挥发所致，在 400℃的氟中，0Cr15Ni75Fe 合金腐蚀严重，一般在 200℃以下是安全的，合金在高温氟中的短时腐蚀试验结果见表 8.5-29。

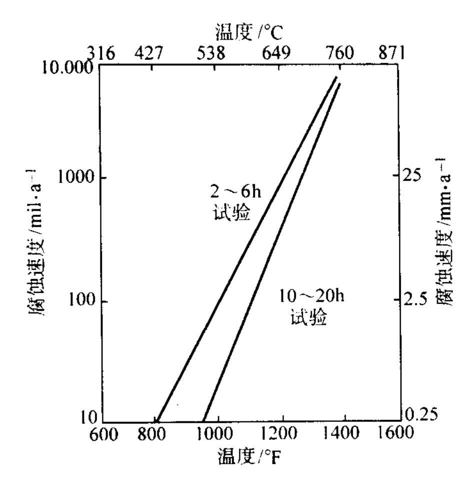


图 8.5-24　0Cr15Ni75Fe 合金在高温干氯中的腐蚀

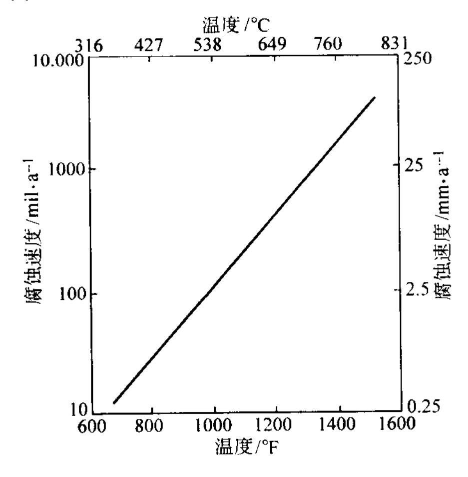


图 8.5-25　0Cr15Ni75Fe 合金在高温 HCl 中短时（2 h）试验结果

表 8.5-29　0Cr15Ni75Fe 合金在高温氟中的腐蚀

温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
205	5	0.015
370	5	1.98
400	4～6	11.58
450	4～6	29.26
500	4～6	18.89
538	5	87.78
550	5	81.38①
593	93	57.91
600	4～6	50.90
650	4～6	39.62
700	5.6	155.45
750	4.6	650.50

① X 射线检验在此温度形成的膜，Cr 的贫化达 91%。

③ 氟化氢　在高温氟化氢中，实际应用表明，在 700℃的 HF 中，比合金是耐蚀的，在干法生产 UF_4 工艺过程中已获得成功应用（485～595℃）。一些试验结果见图 8.5-26 和表 8.5-30。延长试验时间，合金的腐蚀速度下降明显。各种试验表明，在 550℃以下的 HF 中使用，此合金是安全的。

7）空气和过热蒸汽　0Cr15Ni75Fe 合金在空气和过热蒸汽中的抗氧化性能如图 8.5-27 和图 8.5-28 所示。



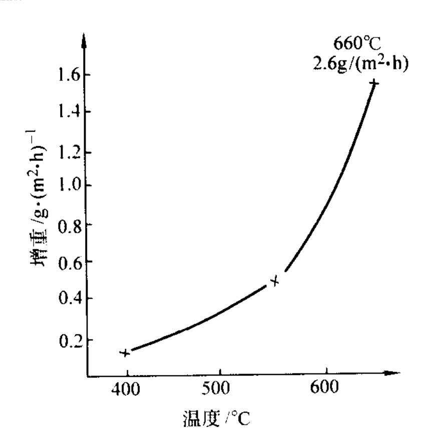


图 8.5-26 0Cr15Ni75Fe 合金在不同温度下的 HF 气中的耐蚀性

表 8.5-30 0Cr15Ni75Fe 合金在高温 HF 中的腐蚀

温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
500	4~6	1.52
600	4~6	1.52
500~600	36	0.018

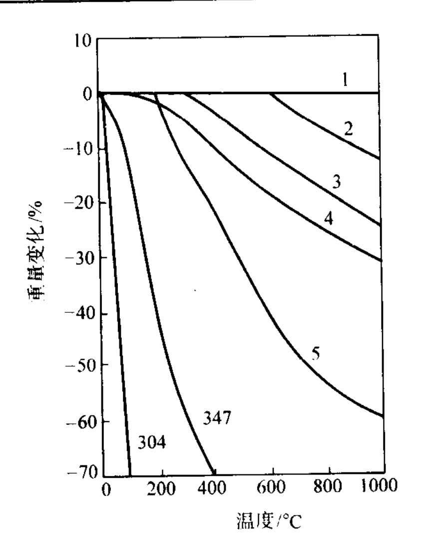


图 8.5-27 在 981℃时，0Cr15Ni75Fe 合金的抗氧化（不脱皮）性能
1—0Cr15Ni75Fe、Cr20Ni80、Cr15Ni60；
2—Cr25Ni20；3—Cr20Ni25；4—Cr20Ni18；
5—Cr19Ni14；304—0Cr18Ni10；347—0Cr18Ni12Nb

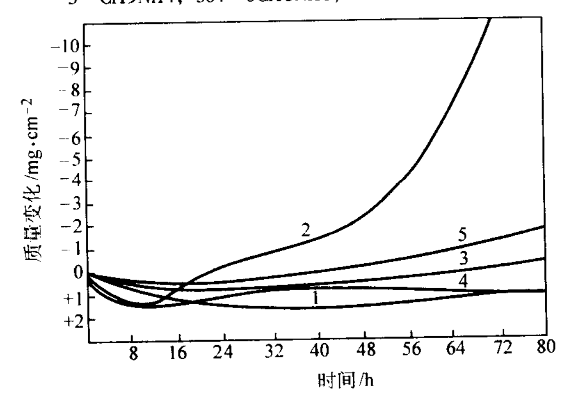


图 8.5-28 0Cr15Ni75Fe 合金在流动过热蒸汽中的质量变化
1—0Cr15Ni75Fe；2—29Ni-20Cr-45Fe-2Mo-3Cu-0.8Nb；
3—51Ni-22Cr-18Fe-9Mo 铸造合金；4—35Ni-25Cr-40Fe 铸造合金；
5—45Ni-25Cr-21Fe-3Mo-3Co-3W

（2）晶间腐蚀

镍基合金在较低温度下，碳在合金中的固溶度很高，试验表明，在 650℃时碳在 0Cr15Ni75Fe 合金中的固溶度低于质量分数 0.01%，因此在经历 550~850℃中温敏化，合金中呈过饱和的碳将以 $Cr_{23}C_6$ 和 Cr_7C_3 等碳化物的形式沿晶界沉淀，产生贫 Cr 区，使其在一些介质中具有晶间腐蚀倾向。通常，0Cr15Ni75Fe 合金的晶间腐蚀敏感性高于 18-8 和 18-12-Mo 型奥氏体不锈钢。图 8.5-29 是含碳 w（C）为 0.017% 的 0Cr15Ni75Fe 合金在 $H_2SO_4 + CuSO_4$ + Cu 屑中的晶间腐蚀敏感性与敏化温度和时间的关系。由图可知，在较低温度下（300~350℃）长期（10^4 h 以上）服役，此合金也有产生晶间腐蚀的危险。可采用将合金中碳降至更低（w（C）< 0.01%）或加入稳定化元素的技术途径减轻或抑制合金的晶间腐蚀，产生晶间腐蚀的根源是 Cr 的贫化，试验室已验证了此合金贫 Cr 区的存在（图 8.1-2），贫 Cr 区的 Cr 浓度 w（Cr）已低到 4%。

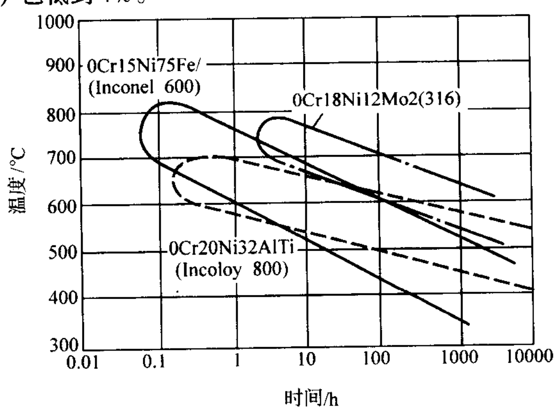


图 8.5-29 0Cr15Ni75Fe（C 含量为 0.017%）合金的晶间腐蚀倾向性与加热温度和时间的关系

（3）应力腐蚀

大量试验和实践已证实，在含 OH^- 的高浓氯化物、苛性溶液中以及在含微量氯化物和氧的热水、高温水中，Ni 对提高 Ni-Cr-Fe 合金的耐应力腐蚀性能是有效的。因此具有高镍含量的 0Cr15Ni75Fe 合金的耐应力腐蚀性能是优良的。但是，在实际服役过程中发现，0Cr15Ni75Fe 合金对应力腐蚀不仅不"免役"，而且在某些条件下，例如在高温（250~350℃）高压水和蒸汽中，此合金具有相当高的应力腐蚀敏感性。0Cr15Ni75Fe 合金的应力腐蚀行为与介质条件和合金的状态相关。

1）苛性介质中应力腐蚀 0Cr15Ni75Fe 合金在苛性介质中的应力腐蚀见表 8.5-31 和图 8.5-30~图 8.5-34。显然 0Cr15Ni75Fe 合金在苛性介质中的应力腐蚀行为受介质浓度，脱气与否以及合金的热处理所制约。中温时效处理可显著提高合金的耐应力腐蚀性能，但不能从根本上消除合金在苛性介质中的应力腐蚀敏感性。

表 8.5-31 0Cr15Ni75Fe 合金 U 形弯曲试样在 NaOH、KOH 中的应力腐蚀[①]（7 天试验）

温度/℃	过压气体（1 MPa）	介质	在下列浓度的 SCC		
			10%	50%	90%
200	空气	NaOH	无 SCC	无 SCC	—
250	空气	NaOH	—	—	SCC
300	空气	NaOH	无 SCC	SCC	SCC
200	Ar	NaOH	无 SCC	无 SCC	—
250	Ar	NaOH	—	—	无 SCC

续表 8.5-31

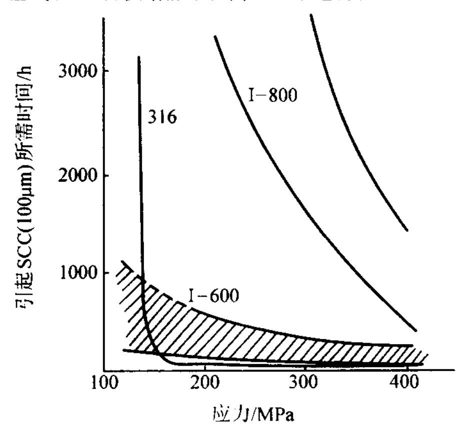
温度/℃	过压气体（1 MPa）	介质	在下列浓度的 SCC		
			10%	50%	90%
300	Ar	NaOH	无 SCC	无 SCC	无 SCC
200	空气	KOH	无 SCC	轻微晶间渗透	—
250	空气	KOH	—	—	SCC
300	空气	KOH	无 SCC	无 SCC	SCC

注：SCC—应力腐蚀破裂。
①　在无空气和 Ar 再供给静态在高压釜中进行。

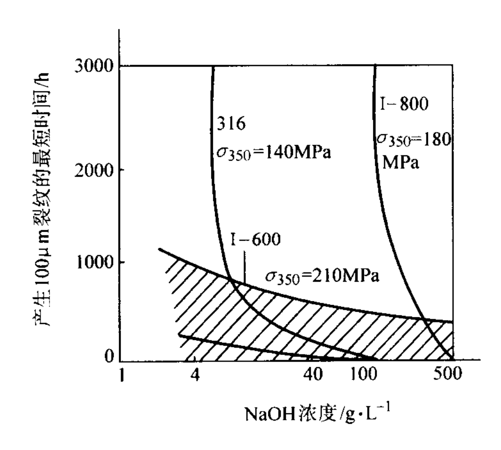
2）水介质中的应力腐蚀　0Cr15Ni75Fe 合金在高温高压水中的应力腐蚀行为取决于合金成分、热处理状态以及介质的温度和氯化物及氧的溶解量。一些试验数据见表 8.5-32 和图 8.5-35～图 8.5-37。

（4）点腐蚀

0Cr15Ni75Fe 合金中 Cr 含量较低并不含 Mo，因此耐点蚀性能不好，在易产生点蚀的环境中不宜使用。例如，在流动和喷淋的海水中，此合金耐蚀性较好，但在静止或流速慢的海水中易遭到点腐的蚀破坏。



(a) 在350℃，100g/L NaOH 条件下，应力的影响



(b) 在 350℃ 脱气 NaOH，应力=0.8$R6_{0.2}$条件下，浓度的影响

图 8.5-30　0Cr15Ni75Fe 合金在 350℃脱气的 NaOH 溶液中的应力腐蚀
I—600 为 0Cr15Ni75Fe 合金；I—800 为 0Cr20Ni32AlTi 合金；316—0Cr17Ni12Mo2

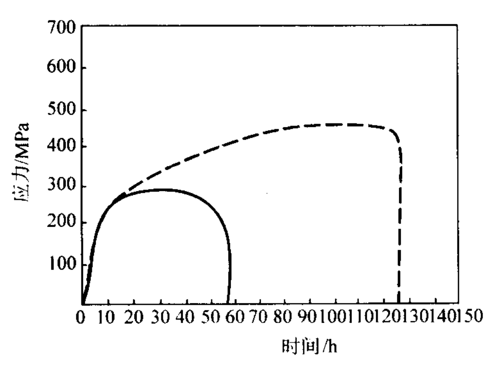


图 8.5-31　在 316℃10%脱气的 NaOH 中，0Cr15Ni75Fe 合金恒应变速率应力腐蚀试验结果（形变速率 1×10^{-6}/s）
——600℃退火；----退火＋704℃×8 h 时效

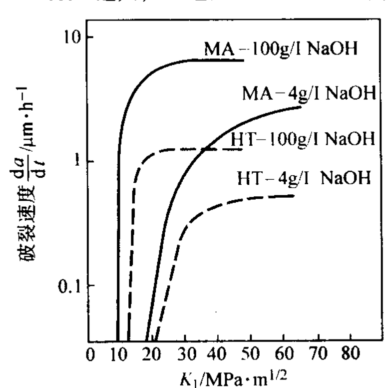


图 8.5-32　应力强度对 0Cr15Ni75Fe 合金在 350℃脱气的 NaOH 中破裂速度的影响（WOL 试样，楔形块加载）
MA—软化退火；HT—700℃×16 h 热处理

图 8.5-33　不同状态的 0Cr15Ni75Fe 合金的试样电位与在 315℃10%NaOH 中的最大裂纹深度之间的关系
OCP—开路电位

2.1.6　热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　0Cr15Ni75Fe 易于热加工，其热加工温度范围为 871～1 232℃，大变形量热加工时的适宜温度为 1 038～1 232℃，终加工温度应大于 870℃。由于此合金存在一个 650～870℃的热脆性区，因此，热加工时应避开此区间。在热加工加热时应避免使用含硫高的燃料。

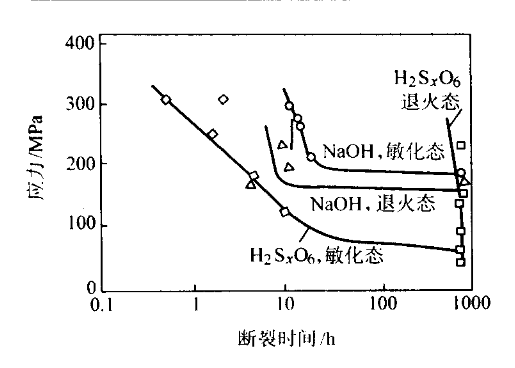


图 8.5-34　在 NaOH 和 $H_2S_xO_6$ 中，时效处理对 0Cr15Ni75Fe 合金耐应力腐蚀性能的影响

表 8.5-32　热处理对 0Cr15Ni75Fe 合金（w（C）=0.04%）耐应力腐蚀性能的影响①

固溶温度/℃	产生应力腐蚀试样数/试验后检查样数	
	固溶态	固溶 + 敏化态
700	0/3	0/3
816	0/3	0/3
871	1/4	0/3
927	4/4	0/3
982	4/4	0/3
1 038	4/4	0/3
1 093	4/4	2/3

①　试验介质：343℃动态高纯水（(质量分数)：$Cl^- < 0.05 \times 10^{-6}$，[O] 零；$SiO_2 < 0.002 \times 10^{-6}$，$Fe < 10 \times 10^{-9}$）；
试验时间：18 252 h；
试样类型：U形。

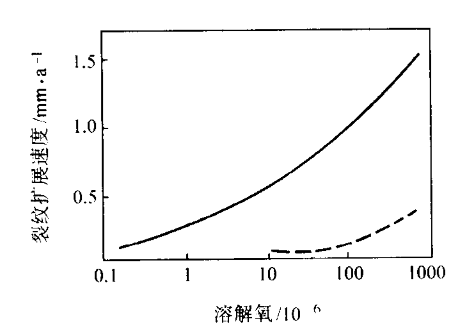


图 8.5-35　在 316℃，pH = 10 的水中，溶解氧对 0Cr15Ni75Fe 合金应力腐蚀裂纹扩展速度的影响
——退火 + 敏化状态；---固溶处理状态

2）冷加工　合金的冷加工性能类似于 Cr-Ni 奥氏体不锈钢，冷加工变形可使合金强化，但加工硬化速度低于 Cr-Ni 奥氏体不锈钢（图 8.5-38）。

3）热处理　合金的固溶处理温度为 1 093～1 149℃，此种处理可使合金中的碳化物得到完全溶解，此种状态的合金具有最佳的耐均匀腐蚀性能和良好的高温蠕变、持久性能。为得到微细晶粒组织，以期达到高强度、耐疲劳、耐腐蚀的综合性能，对于室温或较低温度使用的 0Cr15Ni75Fe 合金，可选用较低的热处理温度。为了提高在高温高压水和苛性介质中的应力腐蚀性能，建议在固溶处理后再施以 700～750℃ ×15 h 的时效处理。

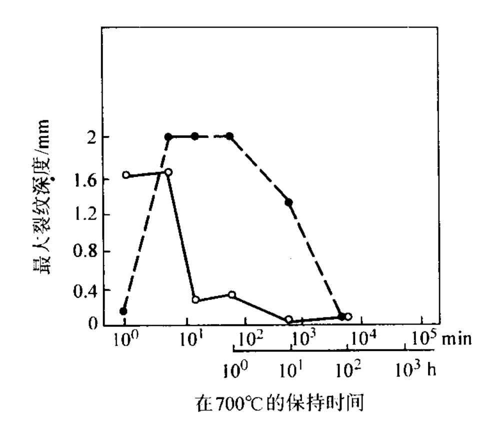


图 8.5-36　不同退火温度下，在 700℃的保持时间对含 C0.026%的 Cr15Ni57Fe 合金耐应力腐蚀性能的影响
注：300℃，含 Cl^- 500 × 10^{-6} 和饱和氧的高温水；
试验 1 000 h，双 U 形试样
○ 900℃处理；• 1 150℃处理

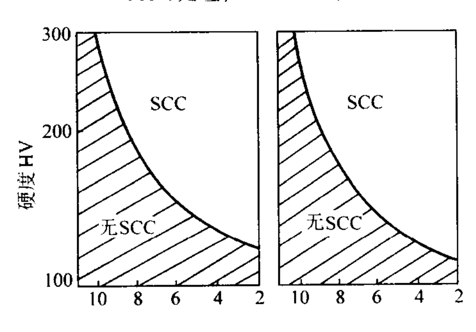


图 8.5-37　合金的晶粒度和硬度对 Cr15Ni75Fe 应力腐蚀性能的影响
100 × 10^{-6} 高温水
SCC—应力腐蚀破裂

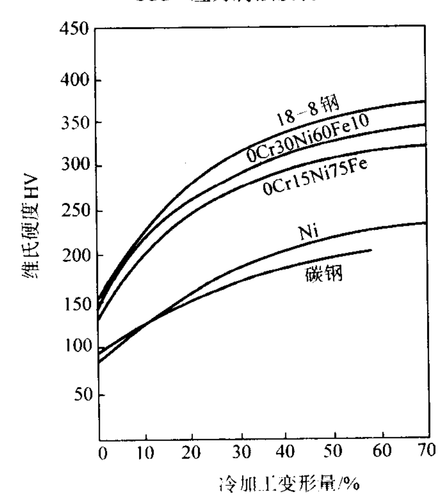


图 8.5-38　0Cr15Ni75Fe 合金的冷作硬化倾向

消除应力退火以 870℃加热为宜（图 8.5-39）。

4）焊接　0Cr15Ni75Fe 合金易于焊接，可采用常用的焊接方法进行同类材料或异类材料焊接。手工电弧焊使用 Inconel82 和 132 焊条。MIG 和 TIG 焊接，可用 Inconel62 焊丝。



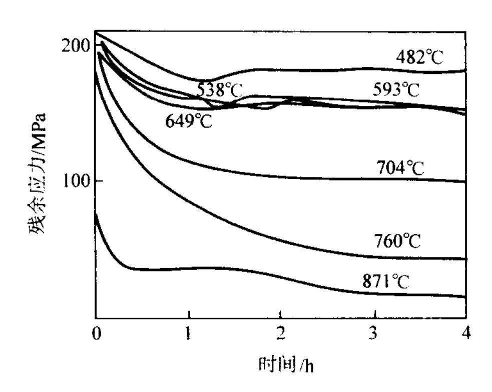


图 8.5-39　0Cr15Ni75Fe 合金（经 20%冷拔的棒材）**消除残余应力的温度和时间曲线**

2.1.7　物理性能

0Cr15Ni75Fe 合金的物理性能见表 8.5-33 和表 8.5-34。

表 8.5-33　0Cr15Ni75Fe 合金的物理常数（室温，21℃）

密度 /g·cm^{-3}	熔点 /℃	比热容 /J·(kg·K)$^{-1}$	弹性模量/GPa		电阻率 /μΩ·m	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	泊松比
			拉	扭			
8.43	1 354 ~ 1 413	443	206	75.7	1.03	—	0.29

表 8.5-34　0Cr15Ni75Fe 合金的动态弹性模量

温度/℃	21	540	650	760	870
弹性模量/GPa	214	184	176	168	157

2.1.8　应用

此合金广泛用于化学加工领域，例如核燃料和石油化工、食品加工等工业部门。用以制造加热器、换热器、蒸发器、蒸馏釜、蒸馏塔、脂肪酸处理用冷凝器、处理松香亭酸用设备。亦可应用于热处理设备和核燃料生产设备以及核动力工业。

2.2　0Cr23Ni63Fe14Al（Inconel 601）——NS313

0Cr23Ni63Fe14Al 合金是一种既具有良好的耐氧化性介质腐蚀的能力又具有抗高温氧化能力和热强性的镍基合金。

2.2.1　化学成分和组织特点

0Cr23Ni63Fe14Al 合金的化学成分见表 8.5-1。合金中铬含量较高，远远超过 0Cr15Ni75Fe 合金，决定了此合金在氧化性腐蚀介质中具有较高的耐蚀能力。此外，在铬含量较高的同时还含有铝，因此，它的抗氧化和抗硫化性能亦很优异。在固溶状态下，合金具有稳定的奥氏体组织，在基体上分布有弥散的碳化物和氮化物。

2.2.2　室温力学性能

1）室温拉伸性能　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的室温力学性能见表 8.5-35。

2）室温冲击性能　不同热处理状态的 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的室温冲击性能见表 8.5-36 和表 8.5-37。由这些表中数据可知，中温长期时效，合金乃具有高的冲击吸收功，无脆性倾向，表明此合金具有良好的组织热稳定性。

3）疲劳性能　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的室温旋转疲劳和悬臂梁疲劳性能如图 8.5-40 和图 8.5-41 所示。

表 8.5-35　不同产品和状态的 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的室温力学性能

合金品种和试验状态		σ_b/MPa	$\sigma_{p0.2}$/MPa	δ/%	HRB
棒材	热加工态	585 ~ 825	240 ~ 690	61 ~ 15	65 ~ 95
	固溶态	550 ~ 790	205 ~ 415	70 ~ 40	60 ~ 80
中厚	板材固溶态	550 ~ 690	205 ~ 310	65 ~ 45	60 ~ 75
薄板	冷轧态	790 ~ 1 310	690 ~ 1 025	20 ~ 2	—
	固溶态	585 ~ 690	205 ~ 345	55 ~ 35	65 ~ 80
带材	冷轧态	790 ~ 1 310	690 ~ 1 205	20 ~ 2	—
	固溶态	585 ~ 690	205 ~ 345	55 ~ 35	65 ~ 80
管材	冷拔 + 固溶态	550 ~ 760	205 ~ 415	65 ~ 35	70 ~ 95
丝材	冷拔态	825 ~ 1 415	690 ~ 1 345	20 ~ 3	—
	固溶态	620 ~ 790	240 ~ 480	45 ~ 35	—
所有品种平均值		515 ~ 760	160 ~ 380	75 ~ 40	55 ~ 95

表 8.5-36　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的冲击性能和拉伸性能

状　态	热轧棒尺寸/mm	V 形缺口冲击吸收功/J	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
1 150℃加热 1 h，空冷	19	184	703	248	49
	16	176	703	239	50
980℃加热 1 h，空冷	19	134	793	452	41
	16	140	772	455	41

表 8.5-37　中温时效对 0Cr23Ni63Fe14Al 合金冲击性能的影响

时效温度 /℃	时效时间 /h	冲击吸收功/J	时效温度 /℃	时效时间 /h	冲击吸收功/J
27	—	244	650	100	126
540	100	117	650	300	122
540	400	121	650	1 000	127
540	1 000	121	700	100	129
590	100	119	760	146	142
590	300	125	820	159	159
590	1 000	126	870	103	159

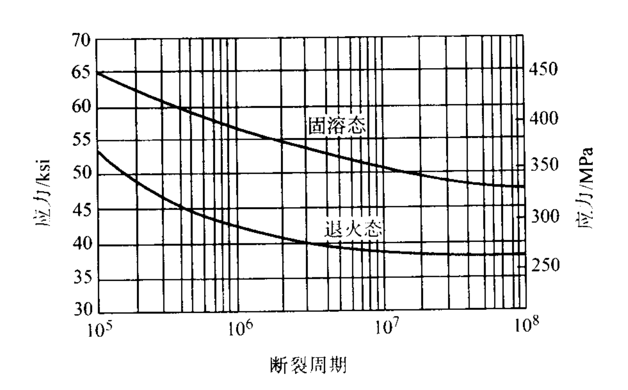


图 8.5-40　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的室温旋转疲劳性能

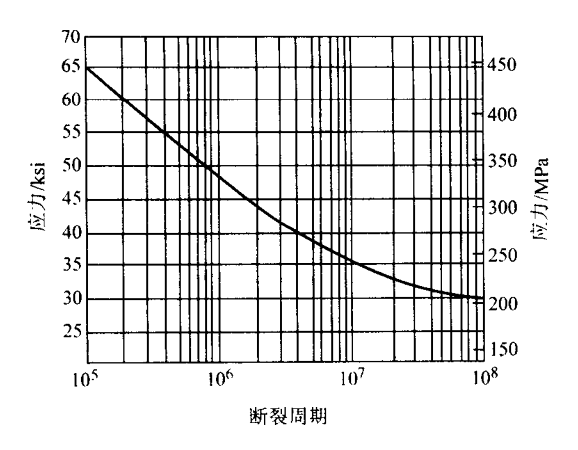


图 8.5-41 室温下 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的悬臂梁疲劳性能
（冷轧板 1 040℃固溶处理）

2.2.3 高温力学性能

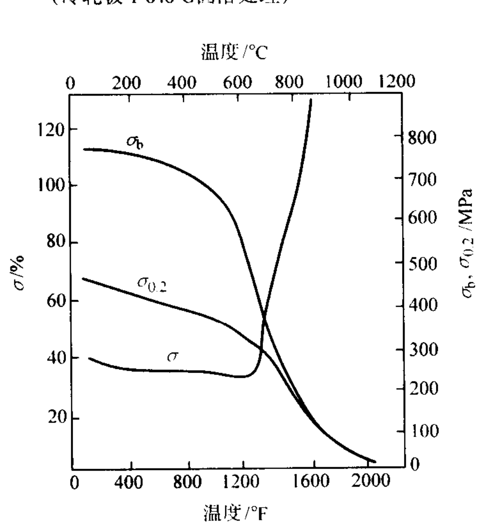
0Cr23Ni63Fe14Al 合金的高温瞬时力学性能如图 8.5-42 所示。

0Cr23Ni63Fe14Al 合金的高温蠕变和持久性能分别如图 8.5-43 和图 8.5-44 所示。

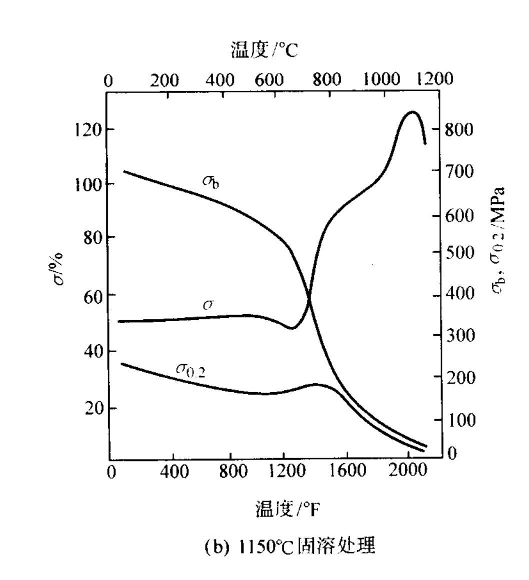
2.2.4 耐蚀性

1）均匀腐蚀　其在酸、碱、盐中的耐均匀腐蚀性能与 0Cr15Ni75Fe 合金相近，在强氧化性腐蚀介质中，此合金的耐腐蚀性较 0Cr15Ni75Fe 合金为好。一些典型腐蚀数据见表 8.5-38～表 8.5-40 和图 8.5-45。

2）应力腐蚀　因合金的高镍含量和相对高的铬含量，赋予了此合金良好的耐氯化物和氢氧化物的应力腐蚀性能，表 8.5-41 给出此合金在一些典型引起应力腐蚀介质中的耐应力腐蚀性能。



(a) 980℃固溶处理



(b) 1150℃固溶处理

图 8.5-42 不同固溶处理状态 0Cr23Ni63Fe14Al 合金棒材（ϕ16 mm）的高温瞬时力学性能

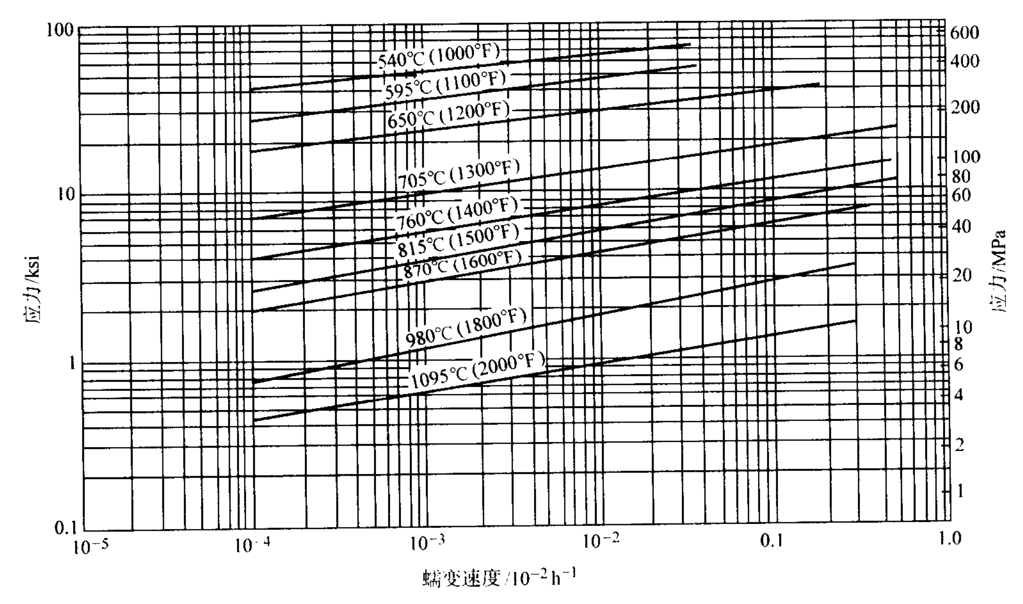


图 8.5-43 1 150℃固溶处理后 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的高温蠕变性能



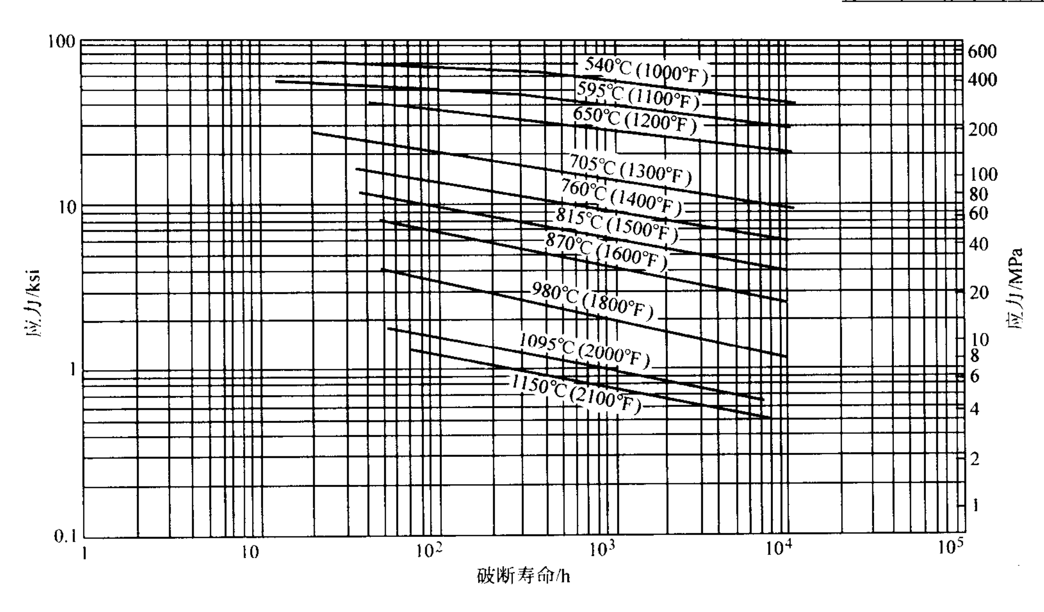


图 8.5-44　经 1 150℃固溶处理的 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的持久强度

表 8.5-38　0Cr23Ni63Fe14Al 合金在沸腾 HNO_3 中的试验结果

酸浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹	酸浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹
5	0.002	40	0.046
10	0.005	50	0.061
20	0.018	60	0.130
30	0.030	70	0.193

表 8.5-39　0Cr23Ni63Fe14Al 合金在 NaOH 中的试验结果

NaOH 浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹	NaOH 浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
10	80	<0.002	50	80	0.002
10	沸腾	<0.002	50	沸腾	<0.002
20	80	<0.002	60	80	0.008
20	沸腾	0.005	60	沸腾	<0.002
30	80	0.005	70	80	0.018
30	沸腾	0.018	70	沸腾	0.005
40	80	0.010	98	熔融	0.075
40	沸腾	<0.002			

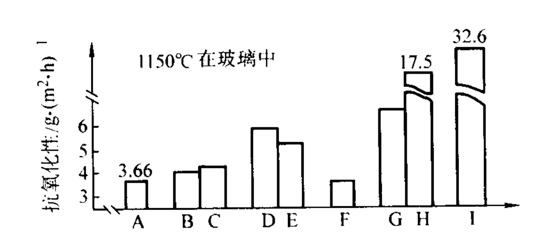


图 8.5-45　在 1 150℃熔融玻璃中，0Cr23Ni63Fe14Al 合金的耐蚀性并与其他合金相比较的结果

A—0Cr23Ni63Fe14Al；B—0Cr30Ni70Al；C—0Cr50Ni50Al；D—0Cr20Ni78AlTi；E—0Cr20Ni75Fe；F—0Cr35Ni65Al；G—0Cr15Ni85；H—0Cr25Ni20Nb；I—0Cr18Ni10

表 8.5-40　在各种介质中 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的耐蚀性

介质	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
醋酸 10%	7	<0.002
醋酸 10% + NaCl0.5%	30	0.554
醋酸 10% + $H_2SO_4$0.5%	7	1.161
矾 5%	7	0.726
硫酸铝 5%	7	<0.002
氯化铝 5%	30	0.002
氢氧化铝 5%	7	无
10%	7	无
氯化钡 10%	30	0.002
氯化钙 5%	30	0.002
铬酸 5%	7	0.091
柠檬酸 10%	7	<0.002
硫酸铜 10%	7	无
氯化铁 5%	7	8.99
乳酸 10%	7	0.925
甲醇	7	无
草酸 5%	7	0.605
10%	7	1.326
亚硫酸钠 5%	7	<0.002
铁氰化钾 5%	7	无
碳酸钠 10%	7	无
氯化钠 10%	30	0.005
20%	30	0.008
次氯酸钠 1%	7	0.089（产生点蚀）
5%	7	0.175（产生点蚀）
硫酸钠 5%	7	无
10%	7	<0.002
氯化锌 10%	7	0.002
酒石酸 20%	7	0.554

注：在 80℃下的腐蚀速度。

表 8.5-41 0Cr23Ni63Fe14Al 合金耐应力腐蚀性能

介质	温度/℃	材料状态	结果
45% $MgCl_2$	154	冷轧态①	30天无应力腐蚀
		退火态②	同上
10% NaOH	106	①	同上
		②	同上
5% NaOH	150	①	同上
		②	同上
70% NaOH	184	①	同上
		②	同上
98% NaOH	320	①	2天内产生应力腐蚀
Hg	21	①	30天无应力腐蚀
		②	同上

① 冷轧进行试验。
② 1 120℃水冷态进行试验。

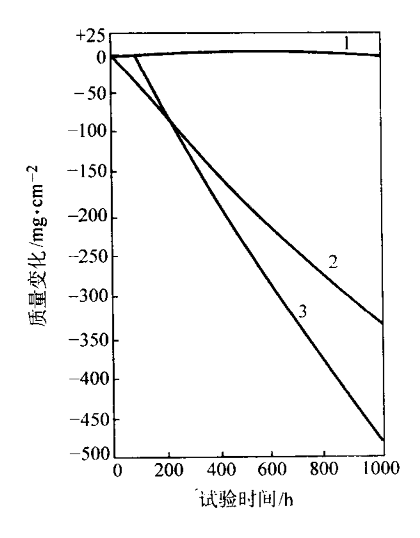
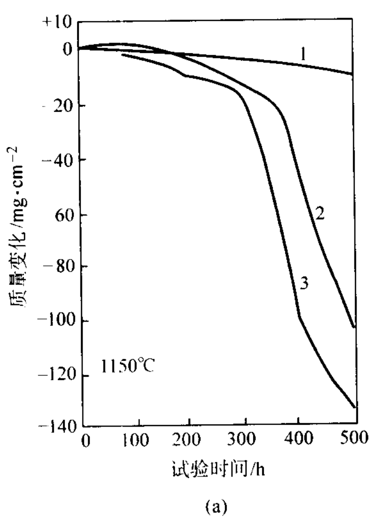


图 8.5-46 在 1 095℃进行抗氧化试验的结果
在空气中，加热 15 min，冷却 5 min，反复试验
1—0Cr23Ni63Fe14Al；2—0Cr20Ni32Fe；3—0Cr15Ni75Fe

2.2.5 抗氧化性

0Cr23Ni63Fe14Al 合金具有优异的抗氧化性能，这是此合金最突出的特征性能，在不同温度的抗氧化性能试验结果如图 8.5-46 ~ 图 8.5-48 所示。显然，0Cr23Ni63Fe14Al 合金的抗氧化能力远远优于 0Cr15Ni75Fe 合金和 0Cr20Ni32Fe 合金。即使在 1 206℃，此合金仍具有良好的抗氧化性能，这与此合金在高温下能够形成非常致密且黏附性良好的氧化膜相关。



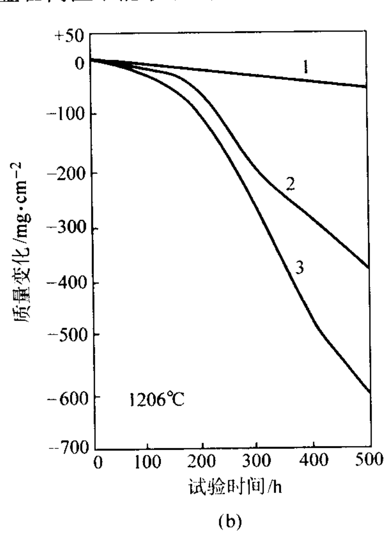


图 8.5-47 0Cr23Ni63Fe14Al 合金在 1 150℃和 1 206℃的抗氧化性能
在每一温度加热 50 h，然后空冷至室温，进行反复试验
1—0Cr23Ni63Fe14Al；2—0Cr20Ni32Fe；3—0Cr15Ni75Fe

2.2.6 抗硫化性能

在 600 ~ 750℃的 1.5% H_2S + 98.5% H_2 的高温气体中，此合金的抗硫化性能优于 Cr25Ni20 奥氏体钢（图 8.5-48）。

2.2.7 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工 0Cr23Ni63Fe14Al 合金具有良好的热加工性能，其热加工变形温度范围为 870 ~ 1 230℃。当进行大变形量热加工时，应在 1 040 ~ 1 230℃的温度范围进行。此合金在 650 ~ 871℃之间存在一低塑性区，因此不宜在此温度进行热加工操作。

2）冷加工 此合金易于冷加工成形，在固溶状态下进行冷加工可获得最佳效果，冷加工可使合金强化，其强化效果高于 0Cr15Ni75Fe 合金但不及 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢（图 8.5-49）。

3）热处理 0Cr23Ni63Fe14Al 合金的适宜热处理工艺为 1 100 ~ 1 150℃加热保温后急冷；在某些条件亦可采用 980℃

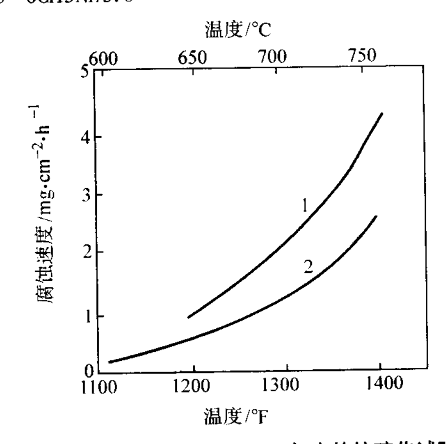


图 8.5-48 在 1.5% H_2S + 98.5% H_2 气中的抗硫化试验结果
1—1Cr25Ni20Fe；2—0Cr23Ni63Fe14Al



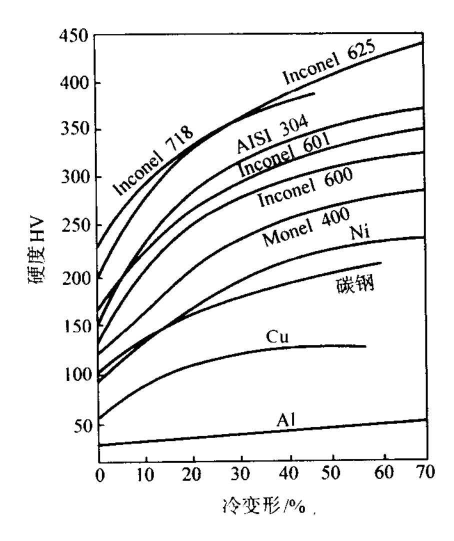


图 8.5-49　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的加工硬化曲线及与其他材料的比较结果

Inconel 601—0Cr23Ni63Fe14Al；Inconel 600—0Cr15Ni75Fe

温度加热保温后空冷。

4）焊接　此合金易于焊接，对于不同使用条件，推荐采用表 8.5-42 列出的焊接工艺和焊接材料。

2.2.8　物理性能

0Cr23Ni63Fe14Al 合金的物理性能见表 8.5-43。

2.2.9　应用

0Cr23Ni63Fe14Al 合金主要应用于加热设备、化学工业、环境污染控制、航空、航天以及动力工业。例如制造热处理设备（退火、渗碳、氮化）和部件；各种工业炉用辐射管、套筒、火焰屏蔽、燃气喷嘴、电加热元件、电阻丝套管；化学工业用冷凝器管、硝酸生产中的设备部件；玻璃工业耐热耐蚀部件等。

2.3　0Cr20Ni65Ti3AlNb

0Cr20Ni65Ti3AlNb 是 20 世纪 60 年代在 1Cr15Ni70Ti3AlNb（Inconel X-750）基础上提高合金中的铬含量而发展起来的一种沉淀硬化型镍基耐蚀合金。其特点是在氧化性介质中具有良好耐蚀性的同时，由于时效硬化处理还可提合金硬度，从而获得良好的耐磨蚀性能。

表 8.5-42　0Cr23Ni63Fe14Al 合金的焊接条件选择

使用环境	氩弧焊填充金属	钨极氩弧焊	金属极氩弧焊	埋弧焊
温度≤595℃	INCO-WELDA 焊条 Inconel 172 焊条 Inconel 182 焊条	Inconel 601 焊丝 Inconel 82 焊丝	Inconel 82 焊丝	Inconel 82 焊丝
温度≤980℃	INCO-WELDA 焊条 Inconel 132 焊条	Inconel 601 焊丝 Inconel 82 焊丝	Inconel 82 焊丝	Inconel 82 焊丝
温度 980～1 150℃	Inconel 112 焊条	Inconel 601 焊丝 Inconel 625 焊丝	Inconel 625 焊丝	Inconel 625 焊丝
温度 1 150～1 260℃，在≤1 260℃下，有 H_2S 或有 SO_2 存在条件下	— —	Inconel 601 焊丝 Inconel 601 焊丝	— —	— —

表 8.5-43　0Cr23Ni65Fe14Al 合金的物理性能

密度 /g·cm⁻³	熔点 /℃	比热容/J·(kg·K)⁻¹	电阻率/μΩ·m			热导率/W·(m·K)⁻¹			线胀系数/10⁻⁶K⁻¹		
		21℃	20℃	100℃	300℃	20℃	100℃	300℃	20℃	100℃	300℃
8.11	1 308～1 368	448	1.180	1.192	1.220	11.2	12.7	16.0	—	13.75	14.58

2.3.1　化学成分和组织特点

0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的化学成分见表 8.5-1。此合金除铬含量高于 Inconel X-750 外，其他成分基本相同。合金中含有较高的 Ti、Al 和 Nb，在恰当的热处理过程中，可形成 Ni_3（Al，Ti）-γ′相金属间合化物，与此同时将有 $M_{23}C_6$ 等碳化物析出。0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金在固溶态的组织为含有少量碳化物和氮化物的单相奥氏体组织；时效状态则为在奥氏体基体和晶界上分布着大量 γ′相和碳化物的组织。

2.3.2　室温力学性能

0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金不同热处理状态的室温力学性能见表 8.5-44。时效处理可明显提高合金的强度和硬度，同时尚保留了相当高的塑韧性。

2.3.3　高温力学性能

高温瞬时力学性能见表 8.5-45，真空 + 电渣冶炼可明显提高合金在 900℃的塑性。

表 8.5-44　0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的室温力学性能

冶炼方法	热处理工艺	σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	ψ/%	硬度	冲击韧度/J·cm⁻²
真空 + 电渣	1 080～1 100℃ 40 min 水冷	759.0～792.1	377.9～470.4	50～62	62～68	170～197HB	≥367
真空 + 电渣	970℃退火	994.7～1 127.0	543.9～696.2	27～35	44.5～54		—
真空	1 080℃固溶 + 750℃，8 h + 620℃，8 h	1 244.6～1 245.0	—	29.7～33.2	45.9～47.0	39HRC	≥111

表 8.5-45 0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa		δ/%		ψ/%	
	真空冶炼	真空 + 电渣	真空冶炼	真空 + 电渣	真空冶炼	真空 + 电渣
800	641.9 ~ 642.5	—	2.0 ~ 2.4	—	7.8 ~ 8.6	—
850	504.7 ~ 550.0	—	2.4 ~ 4.0	—	8.2 ~ 9.6	—
900	342.4 ~ 350.6	235.2 ~ 245.0	8.0 ~ 8.8	18.5 ~ 19.0	12.0 ~ 14.2	29.0 ~ 31.0
950	195.3 ~ 206.0	—	15.2 ~ 21.2	—	21.5 ~ 26.0	—
1 000	—	98.0 ~ 120.0	—	55.5 ~ 92.5	—	94.0 ~ 97.5
1 050	63.7 ~ 64.0	74.2 ~ 88.2	114.7 ~ 117.3	93.0 ~ 102.4	—	95 ~ 96.6
1 100	46.0 ~ 47.0	68.6 ~ 73.5	136 ~ 174.2	90.0 ~ 99.5	—	90.0 ~ 94.0
1 150	34.2 ~ 35.0	53.5 ~ 59.8	102.1 ~ 113.5	75 ~ 107.5	—	87.0 ~ 89.0

注：试样在 1 080℃进行固溶处理。

2.3.4 耐蚀性

0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金在还原性介质中的耐蚀性与 0Cr15Ni75Fe 合金相似，可利用 0Cr15Ni75Fe 合金的相应腐蚀数据。在氧化性酸性介质（HNO_3）中，其耐蚀性得以提高，在不同温度和不同浓度的硝酸中，不同冶炼方法和热处理条件的 0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的耐硝酸腐蚀性能如图 8.5-50 和图 8.5-51 所示。在 40℃、80℃ 的 25% HNO_3 中，0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金与其他合金耐蚀性的比较如图 8.5-52 和图 8.5-53 所示。合金在其他几种介质中的耐蚀性见表 8.5-46。

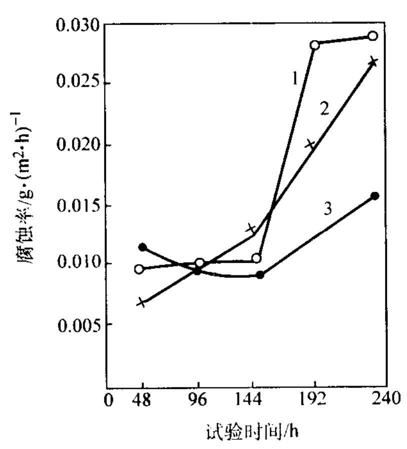


图 8.5-50 不同冶炼方法对合金耐蚀性的影响
（80℃，25% HNO_3）
1—非真空冶炼；2—真空冶炼；3—非真空 + 电渣冶炼

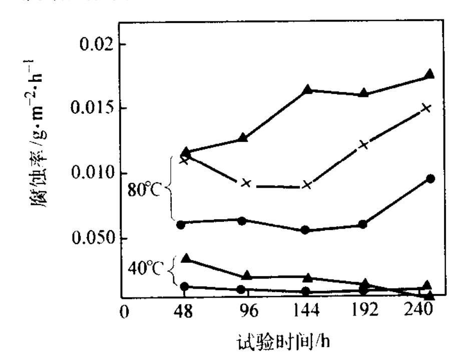


图 8.5-51 不同时效处理对合金耐蚀性的影响
•、× 均为 750℃时效 8 h，介质为 25% HNO_3
▲ 为 750℃ × 8 h + 620℃ × 8 h 双时效，介质为 4.57MHNO_3 + 0.008M$FeSO_4$ + 0.008MNa_2SO_4

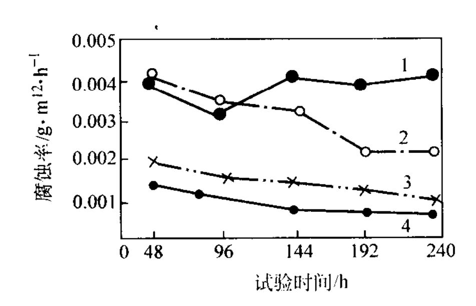


图 8.5-52 0Cr20Ni65Ti3AlNb 在 40℃25% HNO_3 中的耐蚀性并与其他合金的比较
1—9Cr18；2—17-7PH；3—Cr20Ni35Ti3AlNb；4—0Cr20Ni65Ti3AlNb

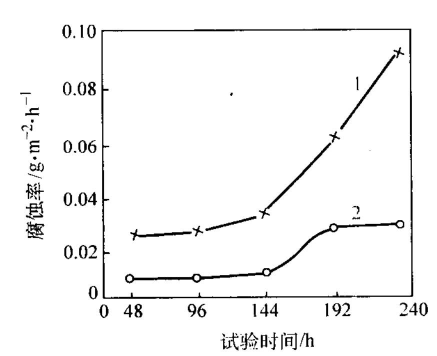


图 8.5-53 0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金与 Inconel X-750 合金耐蚀性对比
80℃，25% HNO_3
1—Inconel X-750；2—0Cr20Ni65Ti3AlNb

表 8.5-46 0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的耐蚀性

试验介质	温度/℃	时间/h	腐蚀率/g·(m²·h)⁻¹
5% NaOH + 0.05% KMO_4	95	9	0
3% HNO_3 + 0.2% H_2CrO_4 + 0.21% HF	95	9	0.26
4.75 mol/LHNO_3 + 0.008 mol/L Na_2SO_4 + 0.007 mol/L $FeSO_4$	80	240	0.009 7
4.57 mol/L HNO_3 + 0.008 mol/L Na_2SO_4 + 0.007 mol/L $FeSO_4$	40	240	0.000 4

上述试验结果表明，在所试验条件下，此合金的耐蚀性优于9Cr18，17-7PH 和 Inconel X-750。

2.3.5　热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金的热加工性能良好，但变形温度范围较窄，最佳热变形温度为 950～1 100℃、1 180℃加热，此合金有过热倾向，热加工时易开裂。

2）冷加工　此合金的冷加工性能良好，可进行冷轧、冷拔、冷冲压等冷加工操作，冷加工过程中间退火温度以 1 050～1 100℃为宜。

3）热处理　根据使用要求，0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金可采用固溶、退火、固溶＋单时效和固溶＋双时效处理。固溶处理温度为 1 050～1 150℃；固溶＋单时效处理为 1 050～1 150℃固溶＋750℃×8 h 时效；固溶＋双时效处理为 1 050～1 150℃固溶＋750℃×8 h＋650℃×8 h。时效处理后合金的硬度可达 40HRC。

4）焊接　0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金可焊性良好，可采用 TIG、MIG、等离子焊、电子束等通用焊接方法进行焊接，无特殊困难，但焊前必须进行固溶处理，如果对时效态合金进行焊接并在时效状态下使用，焊后部件要重新固溶处理和时效处理。

2.3.6　物理性能

合金的物理性能见表 8.5-47。

表 8.5-47　0Cr20Ni65Ti3AlNb 的物理性能

密度 $/g.cm^{-3}$	熔点 /℃	弹性模量 /MPa	热导率 $/W\cdot(m\cdot K)^{-1}$			线胀系数 $/10^{-6}K^{-1}$		
			48℃	316℃	427	100℃	200℃	300℃
8.3	1 395～1 425	23 324	10.1	15.6	17.4	13.1	13.4	13.9

2.3.7　应用

0Cr20Ni65Ti3AlNb 合金主要用于具有腐蚀条件的强氧化性硝酸介质中，例如制造有稀硝酸腐蚀并有振动、撞击条件的计量泵截止球阀。在硝酸温度≤60℃，浓度为 25%，球阀以每分钟 100 次振动、撞击条件下，此合金经数年使用，效果良好，计量准确。

2.4　0Cr30Ni60Fe10（Inconel 690）

0Cr30Ni60Fe10 合金是为了改进 0Cr15Ni75Fe 合金的耐应力腐蚀性能，通过提高合金中的铬含量而发展起来的，它是一种专用合金，主要用于轻水反应堆核电站蒸发器传热管。由于合金中的 Cr、Ni 含量均很高，因此在强氧化性酸性介质中耐蚀性良好，在一些化学加工工业中具有广阔的应用前景。

2.4.1　化学成分和组织特点

0Cr30Ni60Fe10 合金的化学成分见表 8.1-1。此合金的铬含量 w（Cr）尽管高达 30%，仍处于 Ni-Cr-Fe 三元相图的 γ 相区，是一种纯奥氏体单相合金，它不存在 α' 脆性相沉淀。当合金中碳含量足够高时（大于碳在合金中的溶解度），经中温时效或敏化处理，合金中将有碳化物析出。

2.4.2　室温力学性能

0Cr30Ni60Fe 合金的室温力学性能见表 8.5-48。合金的室温力学性能，视产品类型、规格和状态而有所不同。合金室温力学性能与热处理温度的关系如图 8.5-54 所示。中温长时间时效，对合金的室温力学性能未见明显影响，无脆化倾向（表 8.5-49）。

表 8.5-48　0Cr30Ni60Fe10 合金的室温力学性能

产品类型和状态	尺寸/mm	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度 HRB
管材（冷拔）	ϕ12.7×1.27	758	461	39	—
	ϕ19×1.65	700	379	46	—
	ϕ88.9×5.49	648	282	52	—
管材（退火）	—	731	365	41	97
扁钢（热轧）	13×51	703	352	46	—
棒材（热轧）	ϕ51	690	334	50	—
	ϕ16	738	372	44	—
棒材（退火）	—	710	317	49	90
带材（冷轧）	3.81	724	348	41	—
带材（退火）	—	758	372	40	88
中板（热轧）	—	765	483	36	95

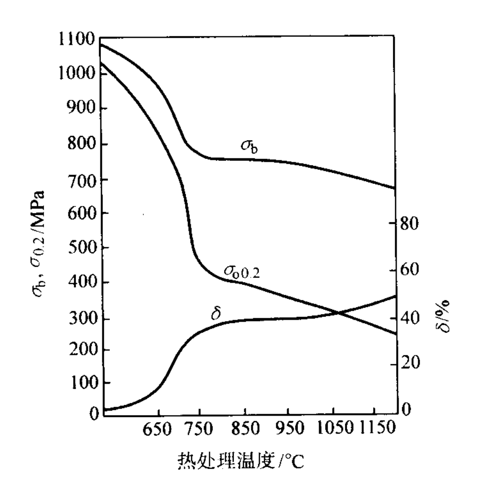


图 8.5-54　热处理温度（加热后水冷）对 0Cr30Ni60Fe10 合金力学性能的影响

表 8.5-49　中温（566～760℃）时效对 0Cr30Ni60Fe10 合金力学性能的影响

状　态	σ_b /MPa	$\sigma_{p0.2}$ /MPa	室温冲击性能 CVN/J	/J	δ /%
固溶	714	283	190	189	48
固溶＋566℃×12 000 h 时效	727	334	164	164	44
固溶＋593℃×13 248 h 时效	727	314	170	169	44
固溶＋649℃×12 000 h 时效	748	318	172	172	41
固溶＋760℃×12 000 h 时效	714	321	184	184	46

2.4.3　高温力学性能

图 8.5-55 为 0Cr30Ni60Fe10 合金的瞬时高温力学性能，当温度高于 600℃时，随温度的提高，强度下降，塑性上升。900℃时，合金的塑性达最高值。

2.4.4　耐蚀性

1）均匀腐蚀　合金中的高铬含量，使其在氧化性腐蚀介质中具有极高的耐均匀腐蚀性能，在有机酸和 HNO_3＋HF 酸混合介质中也呈现出良好的耐蚀性，见表 8.5-50。在 HNO_3、H_2SO_4 和 HCl 强腐蚀性酸中的试验结果指出，在 HNO_3 中可用于浓度＜20%、沸腾温度和80℃、浓度＜80%

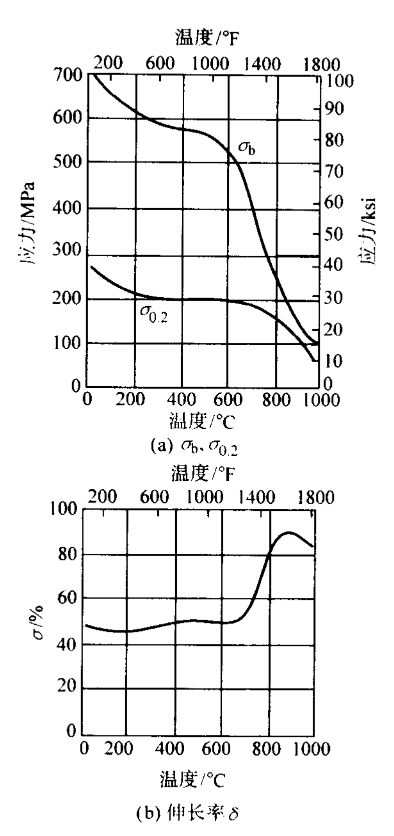


图 8.5-55　0Cr30Ni60Fe10 合金（1 095℃×1 h 水冷）的高温瞬时力学性能

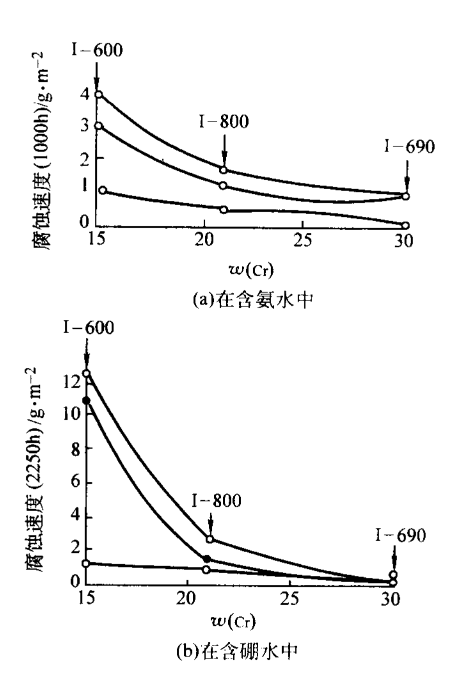


图 8.5-56　在 316℃高温动水（流速 5.5 m/s）中的耐蚀性

I-600—0Cr15Ni75Fe；I-800—0Cr20Ni32Fe；I-690—0Cr30Ni60Fe10

的高温溶液中；在 H_2SO_4 中可用于室温所有浓度；在 HCl 酸中可用于室温、浓度≤15%的溶液。在 316℃模拟反应堆一回路水中，此合金呈现出优于 0Cr15Ni75Fe（Inconel 600）合金和 0Cr20Ni32Fe（Incoloy-800）合金的耐蚀性（图 8.5-56）。

表 8.5-50　0Cr30Ni60Fe10 合金的耐蚀性

介　质	温度/℃	腐蚀速度/mm·a^{-1}	介　质	温度/℃	腐蚀速度/mm·a^{-1}
10%醋酸	80	<0.03	10%草酸	80	<0.03
10%醋酸+0.5%硫酸	80	<0.03	6%亚硫酸	80	1.14
5%铬酸	80	<0.13	10%酒石酸	25	<0.03
10%柠檬酸	80	<0.03	10%HNO_3+3%HF 酸	60	0.15
10%乳酸	80	<0.03	15%HNO_3+3%HF 酸	60	0.25
5%草酸	80	<0.03	20%HNO_3+2%HF 酸	60	0.15

2）晶间腐蚀　晶间腐蚀行为是对于经过焊接或经历中温受热过程的部件十分重要的性能。在众多检验晶间腐蚀试验方法中，65%沸腾 HNO_3 法，既可腐蚀贫 Cr 区又可腐蚀碳化物和 σ 相，对于高铬合金是一种较为适宜的方法。采用此方法对 0Cr30Ni60Fe10 合金的研究表明，含质量分数为 0.05%C 的合金在中温短暂停留就可产生晶间腐蚀，如图 8.5-57 所示。

合金中的碳是影响其晶间腐蚀行为的关键，碳对经 1 150℃固溶处理再经不同敏化处理的合金晶间腐蚀行为的影响如图 8.5-58 所示。固溶处理温度的影响如图 8.5-59 所示。对于高温固溶处理的材料，只有当合金中的碳含量 w_C≤0.020%时才可避免晶间腐蚀。当降低固溶处理温度时，对合金中的碳含量似乎不必进行更严格限制。

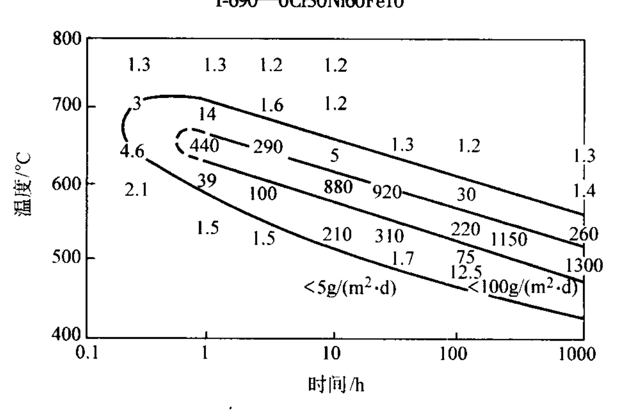


图 8.5-57　在 65%沸腾 HNO_3 中，0Cr30Ni60Fe10 合金的 TTS 曲线

含 C0.05%，试样先经 1 150℃固溶

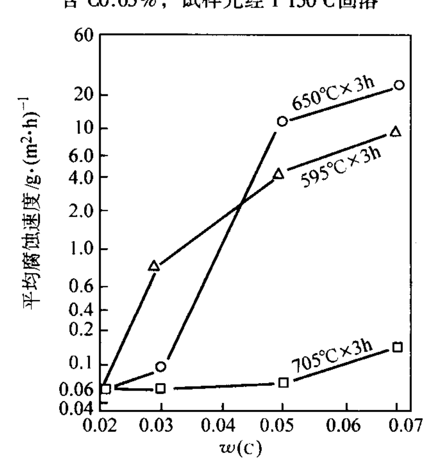


图 8.5-58　碳含量和不同温度敏化对 0Cr30Ni60Fe10 合金晶间腐蚀的影响

65%沸腾 HNO_3

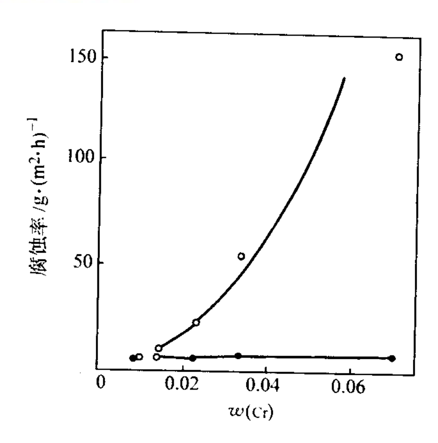


图 8.5-59 铬含量对 0Cr30Ni60Fe10 合金耐晶间腐蚀的影响

○ 1 100℃ × 0.5 hWQ + 600℃ × 10 hAC

• 900℃ × 0.5 hWQ + 600℃ × 10 hAC

WQ—水冷；AC—空冷

3）应力腐蚀　0Cr30Ni60Fe10 合金具有优异的耐应力腐蚀性能。

在 154℃ 沸腾 $MgCl_2$ 中，此合金处于免役区（图 8.5-60）。

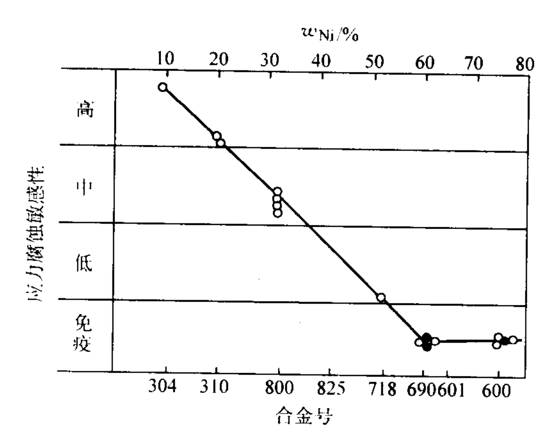


图 8.5-60 在沸腾 154℃ $MgCl_2$ 中，不同镍含量的不锈钢和 Ni-Cr-Fe 合金的应力腐蚀敏感性

304 0Cr18Ni10；310 0Cr20Ni25；800 0Cr20Ni32Fe；825 0Cr22Ni42Mo3Cu2Ti；718 0Cr19Ni52Mo3AlTiNb；690 0Cr30Ni60Fe10；601 0Cr25Ni60Fe14Al；600 0Cr15Ni75Fe

在高温苛性水溶液和高温水中，0Cr30Ni60Fe 合金的耐应力腐蚀性能与其他材料的对比试验结果见图 8.5-61 ~ 图 8.5-64 和表 8.5-51。

在连多硫酸中，经固溶处理和 316℃ ×（100 ~ 1 000）h 时效的 0Cr30Ni60Fe10 合金 U 形样，720 h 试验后出现应力腐蚀断裂。

综上所述，0Cr30Ni60Fe10 合金，在许多环境中确实表现出优异的耐应力腐蚀破裂性能，但在某些条件下此合金对应力腐蚀也是敏感的。例如在 300℃ 含 NaOH 的水溶液中，在 327 ~ 332℃ 含 0.5%Pb 的 50%（NaOH + KOH）高温水溶液中，固溶 + 40%冷轧的合金产生应力腐蚀断裂。在不含氧的 50%NaOH 的高温水中，0Cr30Ni60Fe10 合金的耐应力腐蚀性能不如 0Cr15Ni75Fe 合金。

2.4.5 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　0Cr30Ni60Fe10 合金的热加工变形温度范围为 1 040 ~ 1 230℃，最低的热变形温度不低于 870℃。

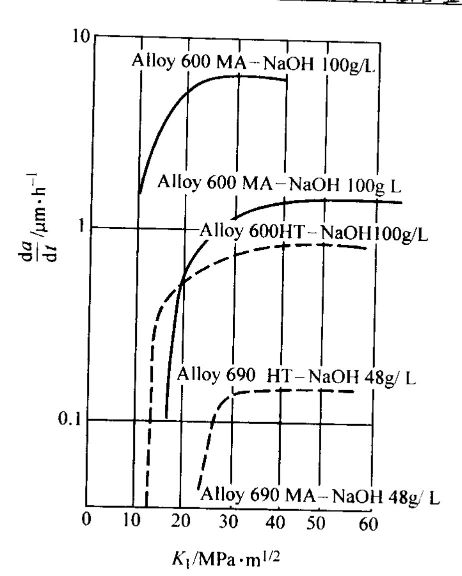


图 8.5-61 在脱气 350℃NaOH 溶液中，断裂力学试样应力腐蚀试验结果

Alloy 600 0Cr15Ni75Fe 合金；Alloy 690 0Cr30Ni60Fe10 合金；MA—固溶处理；HT—固溶 + 700℃ × 16 h 敏化

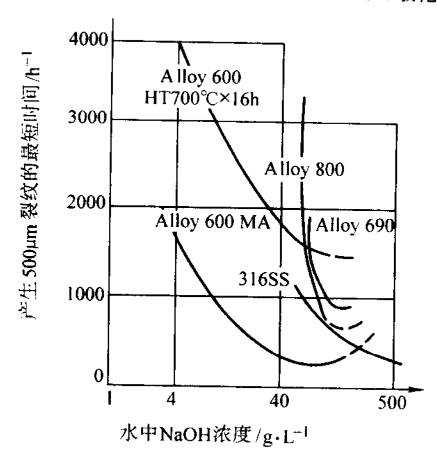


图 8.5-62 在 350℃脱气 NaOH 中，几种合金耐应力腐蚀性能比较

C 型试样，应力 σ_s

316SS 0Cr18Ni14MO2 不锈钢；800 0Cr20Ni32Fe；600 0Cr15Ni75Fe 690 0Cr30Ni60Fe10；MA 固溶处理；HT 固溶 + 700℃ × 16 h 时效

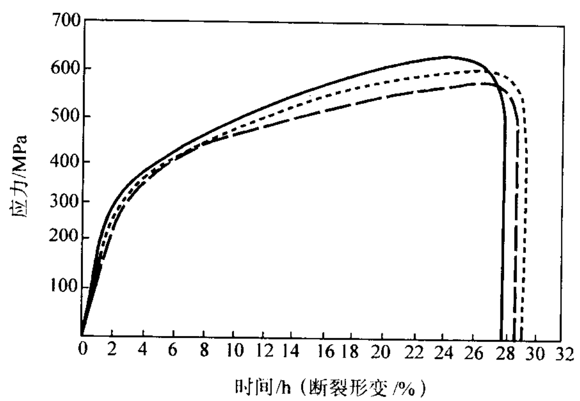


图 8.5-63 在 288℃10%NaOH 中不同热处理的 0Cr30Ni60Fe10 合金恒应变速率应力腐蚀试验结果

— 空气，退火；--- 脱气的 10%NaOH，退火；

…… 脱气的 10%NaOH，退火 + 704℃ × 15 h

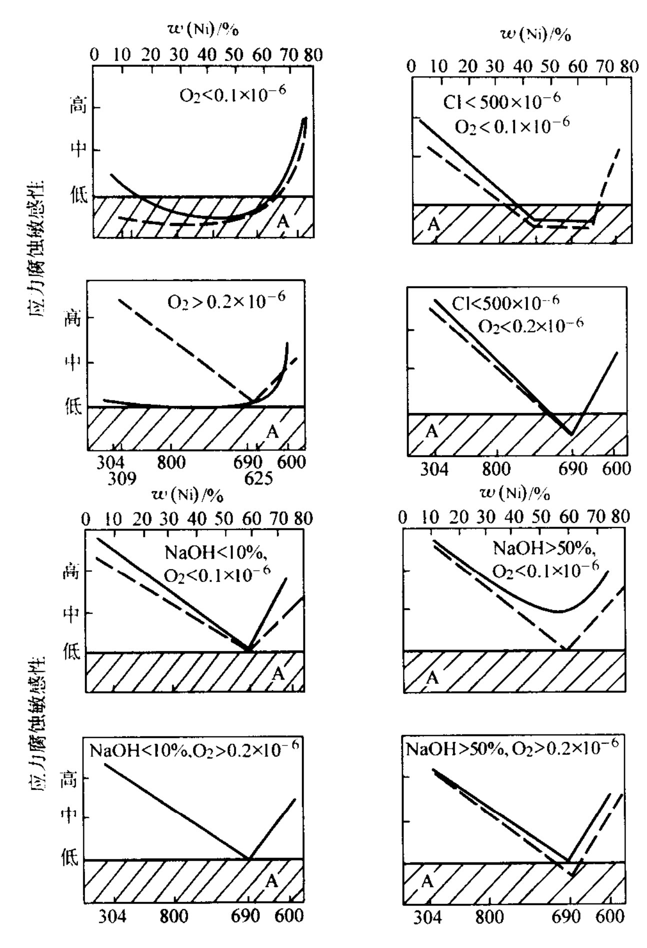


图 8.5-64 0Cr30Ni60Fe10 合金的耐应力腐蚀性能与 Ni 含量不同的其他材料的比较

（温度 280 ~ 350℃）

304 0Cr18Ni10；309 0Cr25Ni13；800 0Cr20NI32Fe；600 0Cr15Ni75Fe；625 0Cr20Ni60Mo9Nb4；690 0Cr30Ni60Fe10；A—完全耐应力腐蚀；— 固溶态；--- 敏化态

表 8.5-51 在各种高温水介质中 0Cr30Ni60Fe10 合金的耐应力腐蚀性能（管材试样）

序号	介质	温度/℃	应力	试验时间/h	AISI 304		I-800		I-690		I-600	
					M	S	M	S	M	S	M	S
1	PO_4^{2-}→AVT 水	332	① 240 MPa ② 1.3σ_y	22 000	○	○	○	○	○	○	○	○
2	$100\times10^{-6}Cl^-$ + O_2 水	332	0.9σ_y	10 578	○	○	○	○	○	○	○	○
3	10% NaOH	332	0.9 - 1.1σ_y	5 592	○	○	○	○	○	○	×	×
4	PbO + H_2O	332	0.9σ_y	29 500	○	○	○	○	○	○	×	×
5	Hg + AVTH_2O	327	0.9σ_y	8 439	○	○	○	○	○	○	○	○
6a	50% KOH + NaOH	327	1.1σ_y	2 200	×	—	○	—	○	—	○	—
6b	50% KOH + NaOH	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
7a	6 介质 + 污垢	327	1.1σ_y	2 200	○	—	○	—	○	—	○	—
7b	6 介质 + 污垢	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
8a	6 介质 + SiO_2	327	1.1σ_y	2 200	×	—	×	—	○	—	×	—
8b	6 介质 + SiO_2	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
9a	6 介质 + PbO	327	1.1σ_y	2 200	×	—	×	—	×	—	○	—
9b	6 介质 + PbO	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
10	6 介质 + Cl^-	327	1.1σ_y	4 400	×	—	○	—	○	—	×	—
11	6 介质 + As	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
12	6 介质 + B	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
13	6 介质 + Cu/Cu_2O	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
14	6 介质 + F^-	327	1.1σ_y	4 400	×	—	○	—	○	—	×	—
15	6 介质 + 方钠石	327	1.1σ_y	4 400	×	—	×	—	○	—	×	—
16	6 介质 + Zn	327	1.1σ_y	4 400	×	—	○	—	○	—	○	—
17	6 介质 + Cr_2O_3	327	1.1σ_y	4 400	×	—	○	—	○	—	○	—
18	6 介质 + $NaNO_3$	327	1.1σ_y	4 400	×	—	○	—	○	—	×	—

注：× 出现应力腐蚀；○ 无应力腐蚀；AISI304 0Cr18Ni10；I-800 0Cr20Ni32Fe；I-600 0Cr15Ni75Fe；I-690 0Cr30Ni60Fe10；M 软化固溶态；S 敏化处理态；AVT 全挥发处理。

2）冷加工　此合金的冷加工性能基本上与 0Cr15Ni75Fe 合金相同，随冷变形量增加，合金的强度随之提高而塑性有所下降，加工硬化倾向高于 0Cr15Ni75Fe 合金低于 18Cr-8Ni 奥氏体不锈钢，冷加工对合金室温力学性能的影响如图 8.5-65 所示。

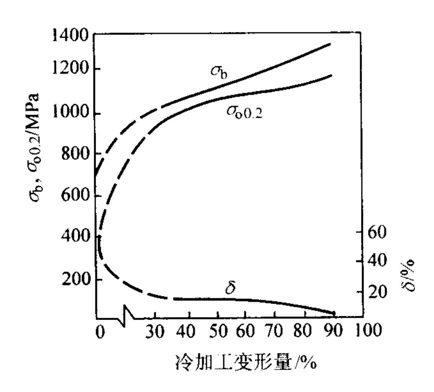


图 8.5-65 冷加工对 0Cr30Ni60Fe10 合金 12.7 mm 热轧板（1 205℃固溶处理）室温力学性能的影响

3）热处理　经固溶处理后的合金具有较理想的综合性能，固溶处理温度为 1 040 ~ 1 100℃，较理想的温度为 1 040℃。对于供压水核反应堆蒸发器传热管使用的管材，为了获得更好的耐氯化物和苛性介质的应力腐蚀性能，管材的最终热处理建议采用固溶 + 时效处理工艺，时效温度为 700℃，热处理与合金耐应力腐蚀间的关系如图 8.5-66 所示。

4）焊接　0Cr30Ni60Fe10 合金具有良好的焊接性能，手工电弧焊采用 1Cr15Ni65Mn7Nb2 焊条；气体保护焊的焊丝为 1Cr20Ni67Mn3Nb2。当此合金焊接后在 HNO_3 + HF 酸环境服役时，其焊接材料宜使用 1Cr21Ni65Mn9Nb 焊条，焊接规范和工艺与其他镍铬铁耐蚀合金相同。

2.4.6 物理性能

0Cr30Ni60Fe 合金的物理性能见表 8.5-52。合金的熔点范围为 1 343 ~ 1 377℃。

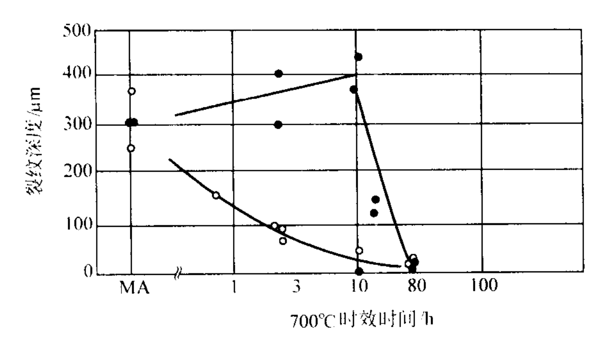


图 8.5-66　在脱气 325℃10%NaOH 中，热处理对 0Cr30Ni60Fe10 合金（C 含量 w_C0.02%）耐应力腐蚀性能的影响

U 形样，试验 500 h

MA—固溶处理；○ MA 1 075℃；● MA900℃

2.4.7　应用

此合金主要应用于压水堆核电站蒸发器传热管，以解决 0Cr15Ni75Fe 合金和 0Cr20Ni32Fe 合金等材料出现的应力腐蚀破裂问题。由于合金耐氧化性酸性介质的腐蚀能力，它亦可用于处理硝酸、硝酸 + 氢氟酸等化工设备和部件，例如容器、塔、槽和管道等。

2.5　0Cr35Ni65Al（Corronel 230）——NS-314

0Cr35Ni65Al 是铬含量较高的一种可热变形的 Ni-Cr 耐蚀合金，其性能特点是耐硝酸 + 氢氟酸和耐含 S、V 的高温气体和燃料灰的腐蚀。

2.5.1　化学成分和组织特点

0Cr35Ni65Al 合金的化学成分见表 8.5-1。此合金在固溶状态下的组织为单相奥氏体组织，热处理无相变发生，因此不能通过热处理强化，只可采用冷变形的工艺方法予以强化。

表 8.5-52　0Cr30Ni60Fe10 合金的物理性能

温度/℃	密度/g·cm^{-3}	弹性模量（拉）/GPa	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	线胀系数①/10^{-6}K^{-1}	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	电阻率/nΩ·m
26	8.14	210	450	—	13.9	1 150
93	—	206	—	13.5	15.0	—
204	—	—	—	—	17.0	—
316	—	201	—	15.3	18.8	1 200
427	—	198	—	—	20.5	1 220
538	—	—	—	—	22.8	—
649	—	—	—	16.2	24.2	—
760	—	—	—	—	26.0	—
871	—	—	—	—	27.8	—
982	—	—	—	17.6	29.5	—
1 093	—	—	—	—	31.2	—
1 204	—	—	—	—	32.8	—

① 21℃至给定温度。

2.5.2　室温力学性能

合金的室温力学性能见表 8.5-53。

2.5.3　耐蚀性

在沸腾温度的 65% HNO_3 和 $10MHNO_3$ + 0.05MHF + 0.05MHg $(NO_3)_2$ 中，含质量分数为 35% ~ 50%Cr 的 Ni-Cr 合金具有相同的耐蚀性（图 8.5-6）。由于 0Cr35Ni65Al 合金在 98%发烟硝酸中也具有良好的耐蚀性，因此它可用于解决目前不锈钢无法同时既耐稀 HNO_3，又耐浓硝酸（发烟硝酸）腐蚀的难题。

表 8.5-54 和表 8.5-55 给出了 0Cr30Ni65Al 合金在一些介质中的耐蚀性。

表 8.5-53　0Cr35Ni65Al 合金的室温力学性能

合　金	品　种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	a_K/J·cm^{-2}
0Cr35Ni65Al	ϕ30 mm 棒材 5 mm 板材 ϕ3.2 mm 棒材 ϕ25 × 2.5 mm 棒材	704，709，713 612，619，637 790，785，785 649，627，—	304，298，300 257，— — — — — — — —	50.8，50.6，50.3 58.7，53.8，50.0 40.5，41.1，39.4 55.7，56.4，—	≥255 （16 mm 板材）

表 8.5-54　0Cr35Ni65Al 合金在沸腾介质中的腐蚀

序号	介 质 条 件	腐蚀率/g·(m^2·h)$^{-1}$			备　注
		48 h	96 h	240 h	
1	65% HNO_3		0.053 1		
2	98% HNO_3		0.347 4		
3	10 molHNO_3 + 0.05molHg $(NO_3)_2$ + 0.05molHF	0.82	0.71	0.623	液相
4	10 molHNO_3 + 0.05 molHg $(NO_3)_2$ + 0.05 molHF	0.73	0.64	0.544	气相
5	10 molHNO_3 + 0.05 molHg $(NO_3)_2$ + 0.05 molHF	0.99	0.97	0.641	相界面
6	12 molHNO_3 + 0.04 molHg $(NO_3)_2$ + 0.04 molHF	0.926	—	—	母材
7	12 molHNO_3 + 0.04 molHg $(NO_3)_2$ + 0.04 molHF	0.925	0.882	—	焊件



续表 8.5-54

序号	介质条件	腐蚀率/g·$(m^2 \cdot h)^{-1}$			备注
		48 h	96 h	240 h	
8	12 molHNO_3 + 0.04 molHg $(NO_3)_2$ + 0.04 molHF	0.182	—	—	加入 0.04 molAl $(NO_3)_2$
9	12 molHNO_3 + 0.04 molHg $(NO_3)_2$ + 0.04 molHF	0.050	—	—	未加 HF 酸
10	12 molHNO_3	0.051	—	—	
11	8 molHNO_3	—	0.014	—	
12	13 molHNO_3	—	0.036	—	
13	15 molHNO_3	0.056	0.053		
14	15 molHNO_3	—	0.067	(144 h) 0.044	焊件
15	15 molHNO_3	0.063	0.044	0.040	焊件
16	23.5 molHNO_3	0.347	—	—	
17	23.5 molHNO_3	—	—	0.091	现场挂片结果，45℃，2 760 h
18	12 molHNO_3 + 0.3 molHF	—	—	1.65	

表 8.5-55　0Cr35Ni65Al 合金在不同温度的 HNO_3 中的耐蚀性

介质成分	在不同温度的腐蚀速度/mm·a^{-1}						
	40℃	60℃	70℃	80℃	120℃	140℃	160℃
40% HNO_3	—	—	—	—	0.025	0.178	0.51
55% HNO_3	0.025	0.025	—	0.025	—	—	—
95% HNO_3	—	0.125	—	—	—	—	—
55% HNO_3 + 0.4 g/L HF	0.050	0.125	—	0.20	—	—	—
55% HNO_3 + 1.8 g/L HF	0.23	0.46	—	0.61	—	—	—
55% HNO_3 + 3% HF	—	—	0.25	—	—	—	—

在 H_2S 和 SO_2 等高温气体中的腐蚀试验表明，在 Ni-Cr 合金中，低钒、钠的环境中 0Cr35Ni65Al 合金的耐蚀性最好，优于 50Cr-50Ni 合金（图 8.5-10）。

在含燃料灰的高温气体中的热腐蚀结果表明，在 950℃ 以下，低钒、钠的环境中，0Cr35Ni65Al 合金具有与 0Cr50Ni50 合金相当的耐蚀性，一些试验数据如图 8.5-67 ~ 图 8.5-70 所示。

合金的抗氧化性能见表 8.5-56。

2.5.4　热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　0Cr35Ni65Al 合金的热加工温度范围为 1 050 ~ 1 200℃，与 0Cr30Ni60Fe10 无明显差别。

2）冷加工　此合金易于冷加工，可顺利生产板、丝、带等冷加工产品。

3）热处理　固溶处理温度为 1 050 ~ 1 150℃，在固溶状态下，0Cr35Ni65Al 合金具有最佳综合性能。

4）焊接　0Cr35Ni65Al 合金是可焊的，其特点基本上与 0Cr30Ni60Fe10 合金相同。

2.5.5　物理性能

0Cr35Ni65Al 合金的物理性能见表 8.5-57。

2.5.6　应用

0Cr35Ni65Al 合金主要应用于核燃料后处理工业，用其处理 HNO_3 和 HNO_3 + HF 等强腐蚀性介质，例如核燃料溶解器、槽、反应釜和管道等。亦可用于耐蚀并要求无磁的设备或部件。

2.6　0Cr50Ni50（In-657、In-589、Inconel 671）

0Cr50Ni50 合金是 Ni-Cr 耐蚀合金中铬含量最高的合金，再高的 Cr 含量已进入铬基合金范畴，不属镍基耐蚀合金之列。

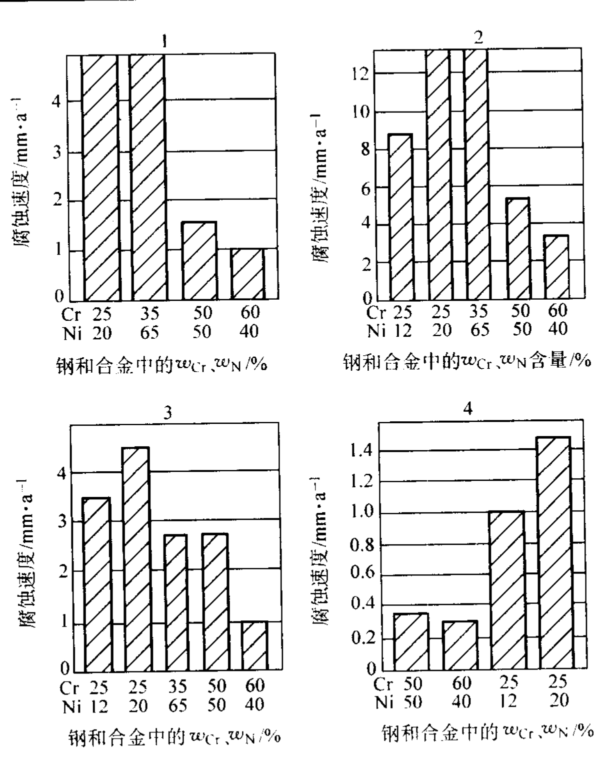


图 8.5-67　在炼油加热器条件下试验结果

序号	燃油杂质含量（质量分数）			温度/℃	试验时间/h
	V/10^{-6}	Na/10^{-6}	S/%		
1	≤200	≤2 000	≤5	850 ~ 900	9 800
2	≤50	≤100	≤5	1 000 ~ 1 050	3 300
3	100	140 ~ 150	5	900 ~ 950	5 800
4	50 ~ 70	30	3.5	850	10 500

2.6.1　化学成分和组织特点

0Cr50Ni50 合金的化学成分见表 8.5-1，由表可知 0Cr50Ni50 合金有三个不同的变种，分别含 Nb、Zr 和 Ti。此类合金的组织为 $\gamma + \alpha$ 双相结构。

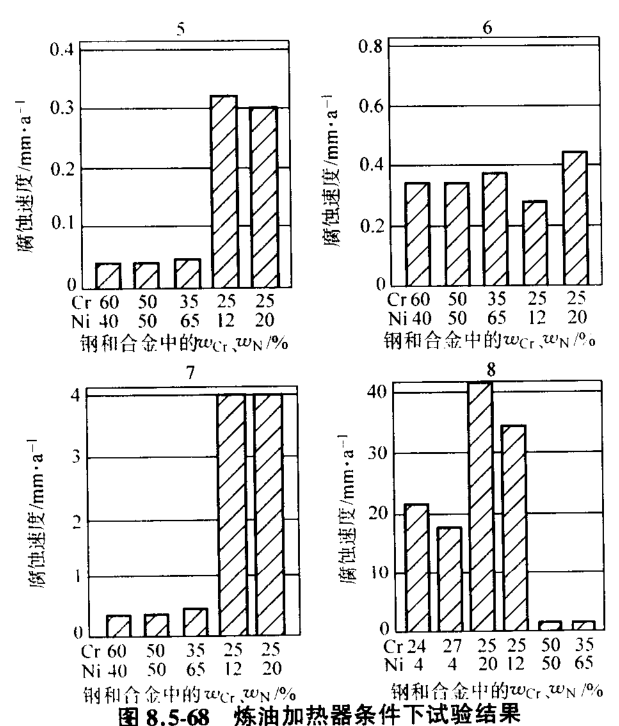
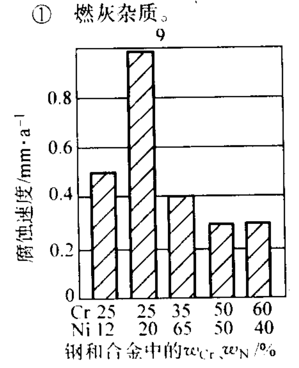
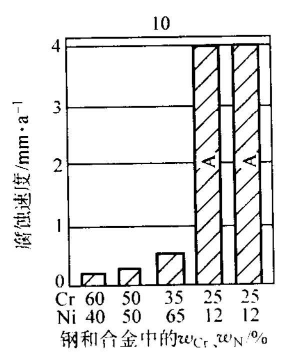


图 8.5-68　炼油加热器条件下试验结果

序号	燃油杂质含量（质量分数） V/10⁻⁶	Na/10⁻⁶	S/%	温度/℃	试验时间/h
5①	28.5% V_2O_5	3.8% Na_2O	10.5% SO_3	800 ~ 850	35 000
6①	5 ~ 100	5	3	860	17 500
7				800	9 000
8	60 ~ 70	3		780 ~ 880	5 800

① 燃灰杂质。





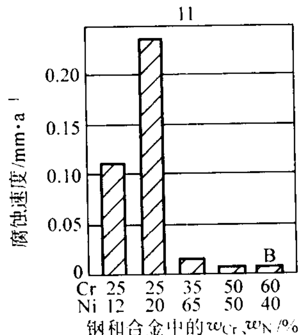
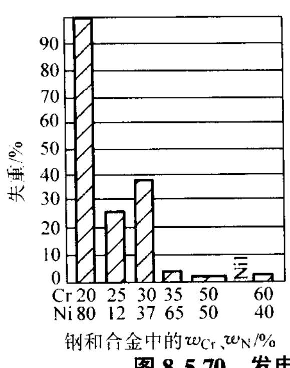


图 8.5-69　炼油加热器条件下的试验结果

序号	燃油杂质含量（质量分数） V/10⁻⁶	Na/10⁻⁶	S/%	温度/℃	试验时间/h
9	100	30 ~ 40	3.0	850 ~ 900	11 942
10	4.8% ~ 36.7% V_2O_5	4.7% ~ 15.3% Na_2SO_4		800	1 500
11	5 ~ 10	25 ~ 30	3.35	700 ~ 800	7 344

注：A—试样完全穿透。
　　B—有局部腐蚀。



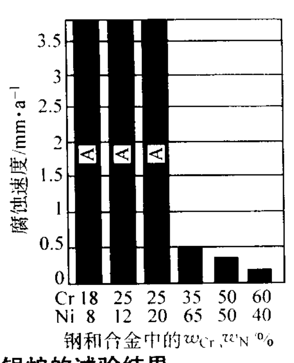


图 8.5-70　发电厂锅炉的试验结果

序号	燃油灰中杂质含量（质量分数）	温度/℃	试验时间/h
1	V55 × 10⁻⁶，Na68 × 10⁻⁶，S3.3%	845	5 000
2	V_2O_5 5.38%，Na_2SO_4 5.15%	700	5 000

注：A—试样完全穿透。

表 8.5-56　0Cr30Ni65Al 合金 1 150℃时的抗氧化性

试验时间/h	5	15	30	50	100	150
增重/g·(m²·h)⁻¹	2.81	1.56	1.03	0.73	0.53	0.43

表 8.5-57　0Cr35Ni65Al 和 0Cr50Ni50 合金的物理常数

合金	熔点/℃	密度/g·cm⁻³	比热容/J·(kg·K)⁻¹ 20℃	100℃	300℃
0Cr35Ni65Al	—	8.08	—	—	—
0Cr35Ni50	1 304	7.96	452	473	528

合金	热导率/W·(m·K)⁻¹ 24℃	100℃	300℃	电阻系数/μΩ·m 20℃	100℃	300℃	线胀系数/10⁻⁶K⁻¹ 20 ~ 100℃	20 ~ 300℃	20 ~ 500℃
0Cr35Ni65Al	12.5	—	—	18	—	—	—	12.5	—
0Cr35Ni50	12.7	14.2	17.9	0.981	1.003	1.061	10.7	12.6	13.4

2.6.2　室温力学性能

0Cr50Ni50 合金的室温力学性能见表 8.5-58。

表 8.5-58　0Cr50NI50 合金的室温力学性能

合金	品种	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_K/J
0Cr50Ni50	铸件	550	340	≥5	37
0Cr50Ni50Nb	铸件	600	370	—	—

700℃长期时效对其塑性的影响如图 8.5-71 所示。含 Nb 的 0Cr50Ni50 合金具有相对高的塑性。

2.6.3　高温力学性能

0Cr50Ni50 合金的高温瞬时力学性能和持久、蠕变性能分别绘于图 8.5-72、图 8.5-73 和图 8.5-74、图 8.5-75 和图 8.5-76。与著名的 HK40 钢相比较，含 Nb 的 50Cr-50Ni 合金在低于 850℃时的持久强度高于 HK40，在高于 850℃两者相当。就持久强度而言，含 Nb 的 50Cr-50Ni 合金较不含 Nb 的合金为优。

2.6.4　耐蚀性

0Cr50Ni50 在高温 H_2S 和 SO_2 气体中的耐蚀性如图 8.5-10 所示。在含燃料灰的高温气体中的腐蚀如图 8.5-67 ~ 图 8.5-70 和图 8.5-77 所示。就耐热腐蚀性能而言，含 Nb 的 0Cr50Ni50 合金更具优越性。抗氧化性能数据见图 8.5-78 和图 8.5-79 所示。

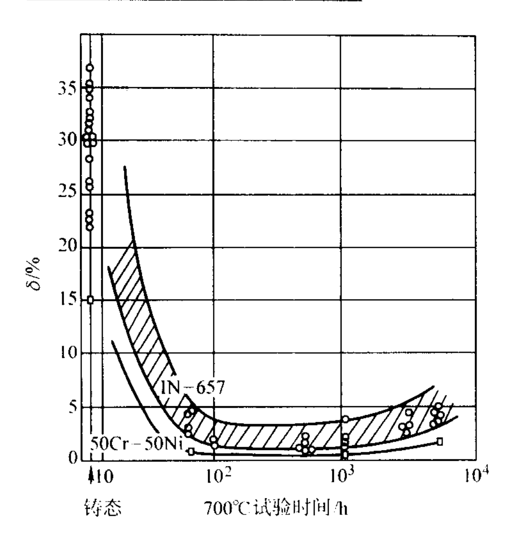


图 8.5-71　700℃长期使用后，0Cr50Ni50 合金的塑性变化

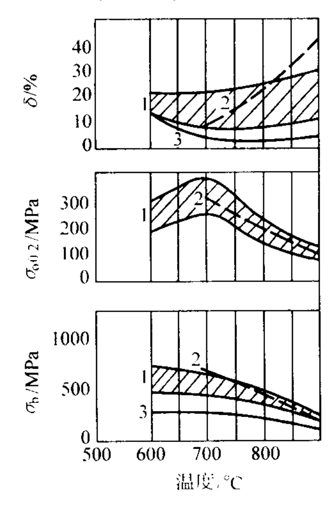


图 8.5-72　0Cr50Ni50 合金和 0Cr50Ni50Nb 合金的高温瞬时性能
1—0Cr50N0N 瞬时试验；2—0Cr50Ni50Nb 合金保持 500 h 后试验；
3—0Cr50Ni50 合金瞬时试验

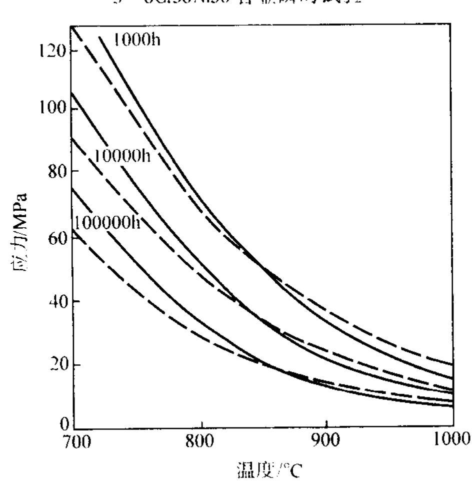


图 8.5-73　0Cr50Ni50Nb 合金的高温持久性能并与 HK40（Cr25Ni20）钢相比较
—— 0Cr50Ni50Nb；— — Cr25Ni20

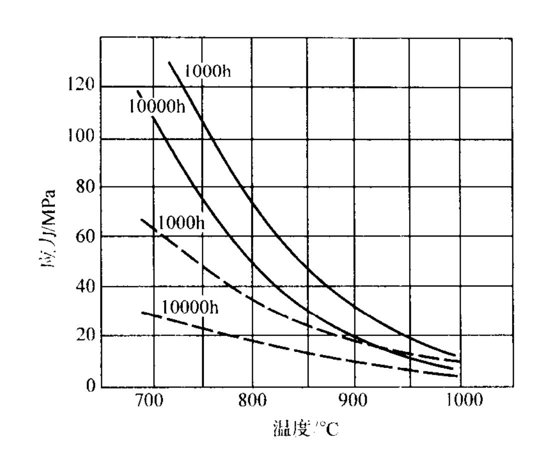


图 8.5-74　0Cr50Ni50 和 0Cr50Ni50Nb 两种合金的高温持久性能
—— 0Cr50Ni50Nb；— — 0Cr50Ni50

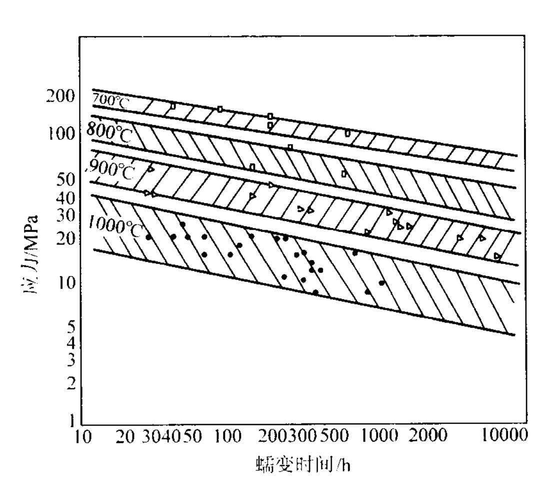


图 8.5-75　0Cr50Ni50Nb 合金的高温抗蠕变性能（蠕变 1%时）

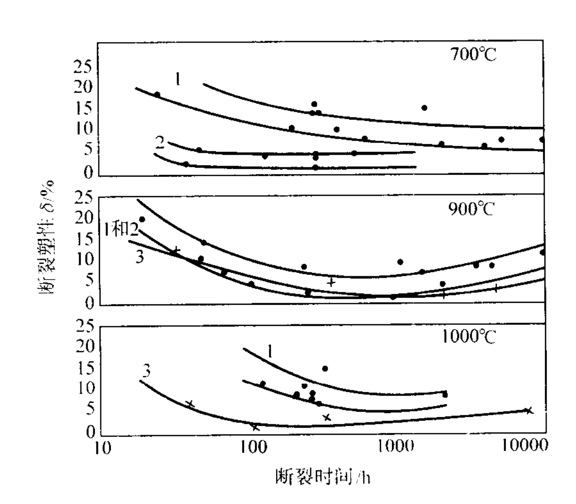


图 8.5-76　0Cr50Ni50（2）、0Cr50Ni50Nb（1）和 HK 钢（3）的高温持久断裂塑性

合金	时间/h	温度/°C	失重（去除腐蚀层后）/mg·cm^{-2}（20　40　60　80　100　200　400　600　800）
50Cr−50Ni−1.5Nb	300	800	
		900	
50Cr−Ni50	300	800	
		900	
HK40 (Cr25−Ni 20)	16	800	
		900	

图 8.5-77　在 80% V_2O_5 + 20% Na_2SO_4 中的热腐蚀试验结果

合金	温度/°C	失重/g·$(m^2·h)^{-1}$（0.01　0.02　0.03　0.04　0.05）
IN−657	800	
	1050	
50Cr−50Ni	800	
	1050	0.2

图 8.5-78　0Cr50Ni50，0Cr50Ni50Nb（IN 657）**合金的高温抗氧化性**

试验时间 1 000 h

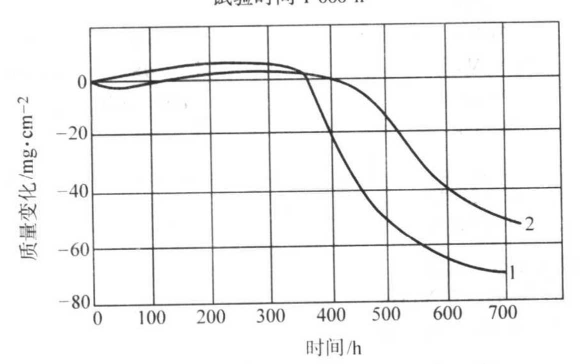


图 8.5-79　0Cr50Ni50 和 0Cr50Ni50Nb 合金的抗氧化性

进行反复加热试验，1 050℃

1—0Cr50Ni50Nb；2—0Cr50Ni50

2.6.5　热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　0Cr50Ni50 合金，通常以铸造状态使用，不需热变形加工。当以热变形状态使用时，往往以质量分数为 1.5%Zr 或 1.5%Ti 取代合金中的 Nb，为了获得满意的热加工性能，在冶炼时应做到充分脱氧，合金的热加工温度范围同 0Cr35Ni65Al 合金。

2）冷加工　经热变形，0Cr50Ni50 合金在固溶处理状态具有良好的冷加工性能。

3）热处理　0Cr50Ni50 合金的固溶处理温度以 1 050～1 200℃为宜。对于一些铸件亦可在铸态下直接使用。

4）焊接　0Cr50Ni50 合金的焊接相对较难，当使用 TIG 焊时，充填金属中的氮含量 w_N 要≤0.05%，手工电弧焊可使用含 Nb 的 0Cr50Ni50Nb 焊条。对于铸件焊前预热是必要的，焊后应慢冷，以防止出现裂纹。

2.6.6　物理性能

0Cr50Ni50 合金的物理性能见表 8.5-57。

2.6.7　应用

此合金主要应用于耐含燃料灰的高温气体腐蚀的环境。用其制造以油为燃料的各种加热设备，例如各种加热器、电站锅炉以及各种加热炉构件等。凡是需要耐含 S、V、Na 气体污垢高温热腐蚀的设备、部件，均可选用 0Cr50Ni50 合金制造，实践已证明，此合金具有最佳的使用效果。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

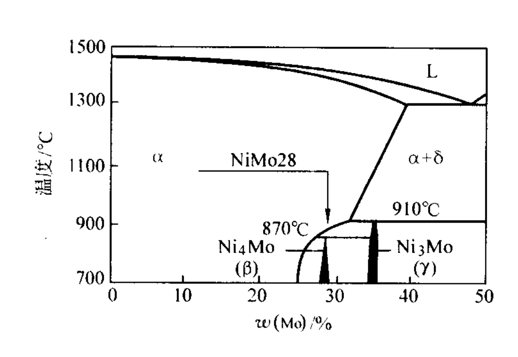
第 6 章　镍钼耐蚀合金

Ni-Mo 耐蚀合金的突出特点是耐盐酸腐蚀，同时在一些非氧化性的 H_2SO_4、H_3PO_4 和 HF 酸中也具有良好的耐蚀性，此类合金是解决盐酸腐蚀问题的极其重要的金属材料。

1　Ni-Mo 二元相图和中间相

图 8.6-1 是 Ni-Mo 系统相图的富 Ni 部分，由此图可知，在 Ni-Mo 合金的富 Ni 部分，此类合金存在着 α、β、γ、δ 相。Mo 在 Ni 中的溶解度大约为 39.3%。

在 Ni-Mo 二元系统中，钼含量（质量分数）≤20% 的 Ni-Mo 合金具有面心立方的 α 相的单相结构，加热和冷却均无相变过程。含质量分数为 28% Mo 的工业用 Ni-Mo 合金，在固溶退火和淬火条件下，Ni-28Mo 合金的组织为具有面心



相	成分 ω (Mo)/%	符号	空间群
(α)	0～38①	*cF*4	*Fm* $\bar{3}$*m*
Ni_4Mo (β)	29.0	*tI*10	*I*4/*m*
Ni_3Mo (γ)	35.3	*oP*8	*Pmnn*
NiMo (δ)	63.9～65.7②	*oP*112	$P2_12_12_1$
亚稳相			
Ni_2Mo	—	*oI*6	—
Ni_3Mo	—	*tI*8	*I*4/*mmm*
Ni_4Mo	—	*t*/10、*cF*4	—
$Ni_{17}Mo_5$	—	—	—

① 在 1 317℃。
② 在 1 362 ℃

图 8.6-1　Ni-Mo 二元相图（富 Ni 部分）及相
α 具有面心立方的 NiMo 固溶体；β 有序体心四方 Ni_4Mo；
γ 有序简单正交 Ni_3Mo；δ 有序简单正交富 Mo 的 NiMo 相

立方过饱和的 α 相固溶体。在加热和冷却过程中或在中温、高温时效（450～900℃），在 870℃和 910℃通过包晶反应分别生成 Ni_4Mo（β）和 Ni_3Mo（γ）。Ni_4Mo 的晶体结构与无序的 α 相极其相近，因此 Ni_4Mo 可通过 FCC 的 α 相的简单原子再排列直接生成。Ni_4Mo 是一种塑性很低的相，它的析出将严重影响合金的力学性能和耐蚀性，Ni_4Mo（β）的力学性能见表 8.6-1。

表 8.6-1　Ni-28Mo 合金基体 α 相（FCC）和 Ni_4Mo 的室温力学性能

性　能	硬度 HV	δ/%	δ_{KV}/J
Ni-28Mo 基体 α 相	195	>40	>200
β 相（Ni_4Mo）	365±25	<1	<20

关于 γ 相对 Ni-Mo 合金的影响尚未进行深入研究。在 Ni-28Mo 合金中不会出现 δ 相。

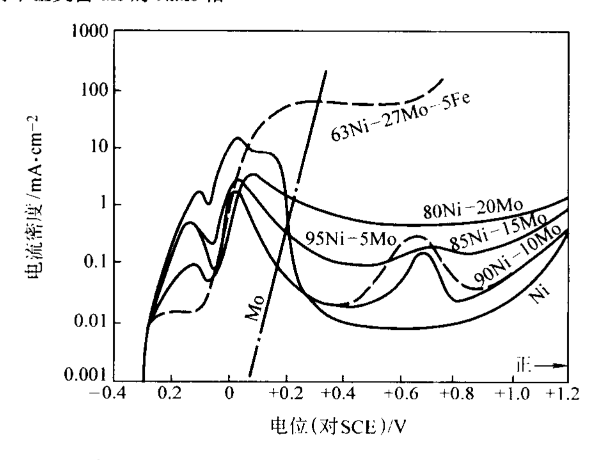


图 8.6-2　在 0.5 mol/L H_2SO_4 中 Mo 含量对镍阳极极化曲线的影响
（25℃，充气）

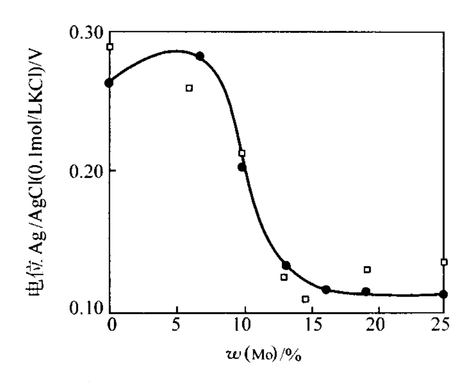


图 8.6-3　充入氮气后 Mo 对镍电位的影响
• 充入氮气的 0.005 mol/L H_2SO_4；□ 充入氮气的 0.01 mol/L $HClO_4$

2　钼和铁、铬对 Ni-Mo 合金的影响

2.1　钼对镍性能的影响

钼对镍在硫酸、盐酸等酸性介质中电化学行为的影响如图 8.6-2～图 8.6-5 所示。向镍中加入钼，使合金的电化学行为变化有利于合金在盐酸和硫酸中的耐蚀性。实际腐蚀试验结果证实，随钼含量的增加，其耐蚀性提高（图 8.6-6～图 8.6-9）。

由腐蚀试验结果可知，在盐酸介质中，当合金中的 Mo 含量（质量分数）超过 15% 时，合金的耐蚀性才呈现出明显改善，当 Mo 含量达到 30% 时，其耐蚀性处于最佳状态。充入空气，加速了合金的腐蚀。

2.2　铁、铬对 Ni-Mo 合金性能的影响

为了降低 Ni-Mo 合金的成本和改善 Ni-Mo 合金的塑韧性，



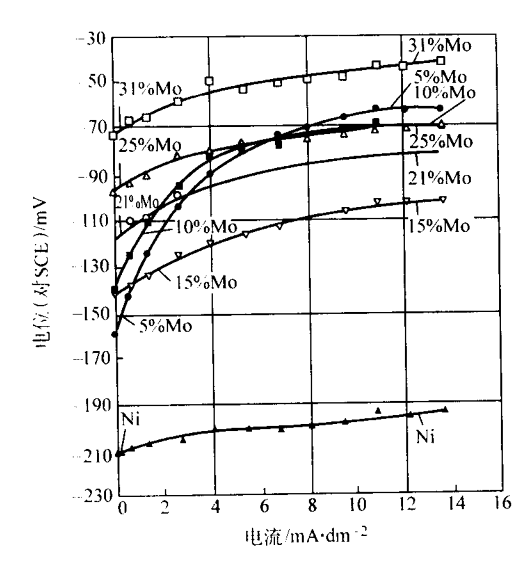


图 8.6-4 在 30℃，充气的 5%盐酸中 Mo 含量对镍的阳极极化曲线的影响

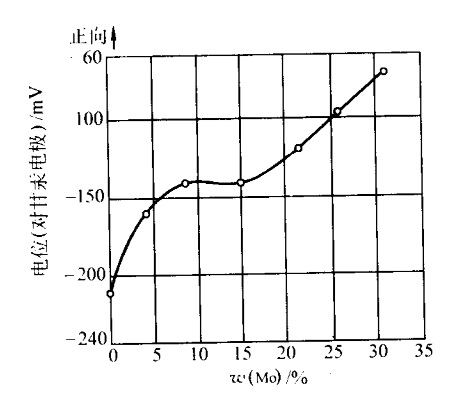


图 8.6-5 在 5%盐酸中 Mo 对镍电位的影响

(30℃，充入空气)

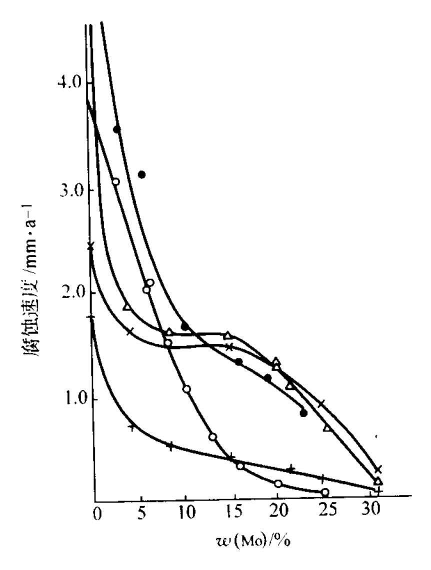


图 8.6-6 Mo 对镍耐蚀性的影响

• 10%HCl 酸，70℃充入空气；△ 5%HCl 酸，50℃充入空气；
○ 10%HCl 酸，70℃充入氮气；+ 5%HCl 酸，50℃充入氮气

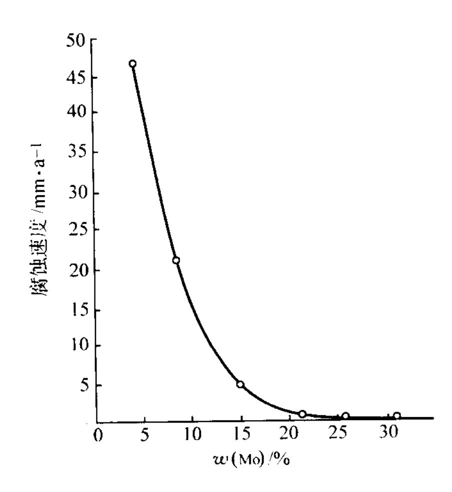


图 8.6-7 在沸腾的 10%HCl 酸中，Mo 对镍耐蚀性的影响

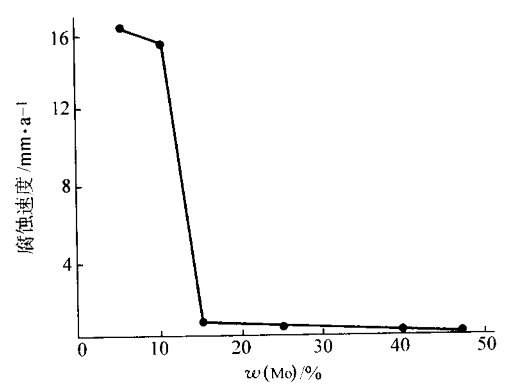


图 8.6-8 在 70℃10%HCl 酸中，Mo 对镍耐蚀性的影响

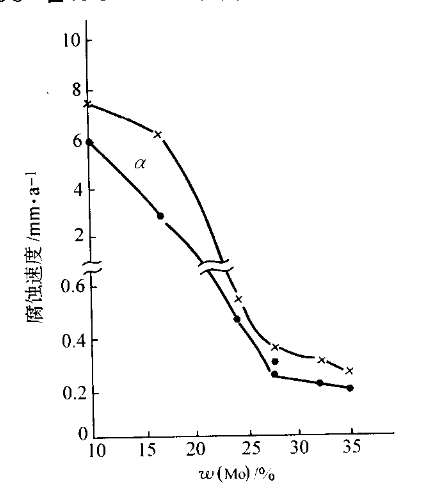


图 8.6-9 在 100℃20%HCl 酸中，Mo 对镍耐蚀性的影响

• 1 085℃固溶；× 650℃，2 h 敏化

深入研究了铁和铬在 Ni-Mo 合金中的作用。图 8.6-10 示出了铁对不同钼含量的 Ni-Mo 合金在盐酸中自腐蚀电位的影响，随铁含量的增加此电位向负方向变动，w（Mo）＝30%的合金尤其显著。

铁对固溶态 Ni-Mo 合金在盐酸中耐蚀性的影响如图 8.6-11 所示。在硫酸中 Fe 对 Ni-20Mo 合金耐蚀性的影响如图 8.6-12 所示。在盐酸中，对于 Mo 含量 w(Mo)为 30%的 Ni-Mo 合金，质量分数小于 10%的铁对固溶态合金的耐蚀性未见影响。在时效状态下，Fe 抑制了 β 相的形成减少了合金的硬化效果，然而过高的铁含量却有利于富 Mo γ 相的形成而产生贫 Mo 区，有损于合金的耐蚀性（图 8.6-13）。

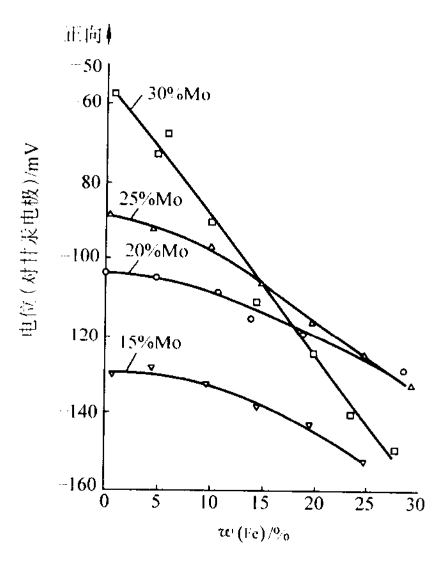


图 8.6-10 在未充空气的盐酸中，Fe 含量对不同 Mo 含量的镍钼合金电位的影响（5% HCl，24℃时）

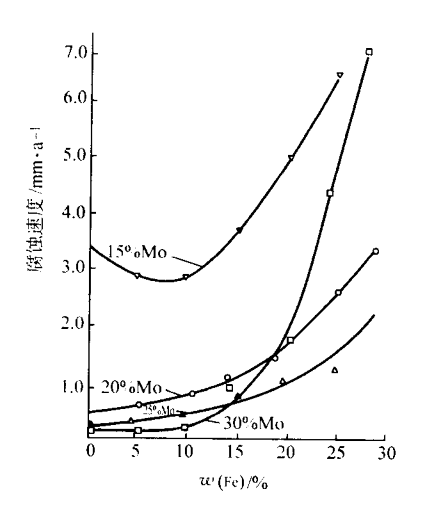


图 8.6-11 在 5%HCl 酸沸腾温度中，Fe 含量对镍钼合金耐蚀性的影响

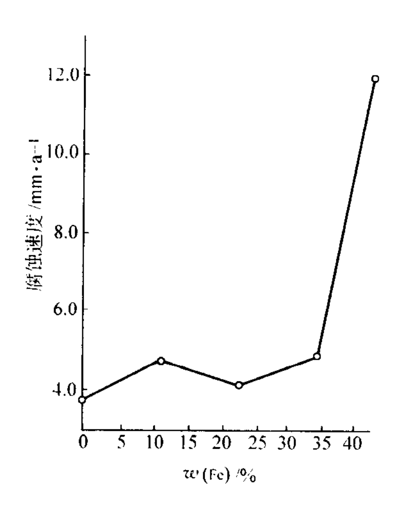


图 8.6-12 Fe 含量对镍钼合金［w（Mo）=20%］耐蚀性的影响
（10% H_2SO_4，70℃时）

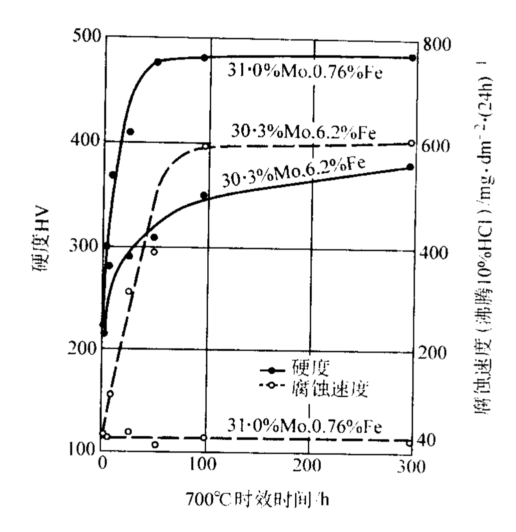
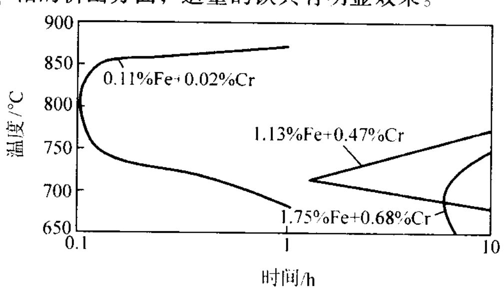


图 8.6-13 700℃时效对 w（Mo）=30%的 Ni-Mo-Fe 合金硬度和耐蚀性的影响

研究结果表明，对于传统的 0Mo28Ni65Fe5（Hastelloy B）合金，质量分数为 4% 的 Fe 可抑制硬而脆的 Ni_4Mo 相的析出，对提高合金的塑韧性和耐蚀性有利。而对于低碳、低硅和质量分数为低于 2% Fe 的HastelloyB-2合金，适当控制铁和铬含量可以改善合金的塑韧性和耐蚀性。Fe + Cr 量对HastelloyB-2合金时效态冲击性能的影响如图 8.6-14 所示。随铁含量的增加压抑了 β 相的析出，从而提高了合金的韧性。在固溶状态下，合金的冲击吸收功大于 200 J，时效后合金冲击性能明显降低，随铁含量的增加，曲线明显向右移动，铁含量 w(Fe)为 5.86% 的 Ni-Mo 合金即使在 650℃、700℃、750℃、800℃经 8 h 时效，其冲击吸收功仍在 140 J 以上，在抑制 β 相的析出方面，适量的铁具有明显效果。



试验合金成分（质量分数） %

序号	Mo	Fe	Cr	Mn	Si	Al	C
1	28.15	0.11	0.02	0.12	0.02	0.40	0.002
2	27.6	1.13	0.47	0.42	0.01	0.30	0.003
3	26.6	1.75	0.68	0.68	0.01	0.24	0.003
4	26.9	3.17	1.42	0.61	0.03	0.26	0.006
5	26.9	3.23	0.72	0.61	0.03	0.27	0.006
6	26.9	5.86	0.78	0.60	0.03	0.28	0.006

图 8.6-14 不同 Fe+Cr 含量（质量分数）的 Ni-Mo 合金的冲击吸收功曲线［时间-温度-冲击吸收功（100 J）］

Fe+Cr 含量对 Ni-Mo 合金（成分见图 8.6-14）耐蚀性的影响见表 8.6-2～表 8.6-4。这些试验结果表明，足够的 Fe+Cr 含量，对提高 Ni-Mo 合金时效态的塑性和改善合金的耐蚀性十分有效，由此可降低或抑制在设备制造过程中出现裂纹和使用期间产生 SCC 的危险性。

表 8.6-2 Fe+Cr 含量对 Ni-28Mo 合金耐均匀腐蚀和 HAZ 晶间渗入行为的影响

牌号[①]	腐蚀速度/mm·a⁻¹[②]		焊件 HAZ 晶间渗入深度[③] /μm (20%盐酸、149℃、100 h)
	(10%沸腾盐酸, 24 h)	(20%沸腾盐酸, 24 h)	
1	0.29	0.58	10～60
2	0.31	未确定	10～80
3	0.37	0.60	10～100
4	0.25	0.56	0～160
5	0.24	0.46	60～170
6	0.38	0.58	60～120

① 合金的化学成分见图 8.6-14。
② 所有牌号的晶界渗入深度 < 50 μm。
③ 可接受的允许值 ≤175 μm。

表 8.6-3 Fe+Cr 含量（质量分数）对 Ni-28Mo 合金在沸腾 10%盐酸中 TTS 行为的影响

时效温度 /℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹					
	1.75%Fe+0.68%Cr			3.17%Fe+1.42%Cr		
	0.5 h	1 h	8 h	0.5 h	1 h	8 h
600	0.32	0.29	0.39	0.18	0.33	0.31
650	0.33	0.38	0.33	0.27	0.37	0.31
700	0.35	0.36	0.87[①]	0.24	0.32	0.26
750	0.33	0.35	0.39	0.25	0.35	0.29
800	0.32	0.31	0.33	0.34	0.29	0.25
850	0.30	0.27	0.34	0.21	0.24	0.18
退火态	0.37			0.21		

① 晶间渗入深度 > 50 μm，其余均 < 25 μm。

表 8.6-4 Fe+Cr 含量（质量分数）对 Ni-Mo 合金 SCC 性能的影响[①]

牌号[②]	Fe 含量 /%	Cr 含量 /%	断裂时间/h		
			固溶态	700℃×1 h	700℃×5 h
1	0.08	≤0.01	>100	3	2
2	1.13	≤0.47	>100	3	3
3	1.75	0.68	>100	45	3
4	3.17	1.42	>100	>100	>100
5	3.23	0.72	>100	>100	>100
6	5.86	0.78	>100	>100	>100

① 试验在 10%沸腾 H_2SO_4 中，按 ASTMG30 执行。
② 化学成分见图 8.6-14。

3 常用镍铜耐蚀合金的组织、性能和应用

作为耐蚀结构材料而使用的 Ni-Mo 合金，在 20 世纪初期，主要有两个工业牌号，一种是 Ni-Mo-Fe 合金，即 0Mo20Ni60Fe20（Hastelloy A），另一种是 0Mo28Ni65Fe5（Hastelloy B），因前者只能解决低于 70℃的盐酸腐蚀问题，其应用范围受到限制，自 20 世纪 60 年代以来已很少使用。而后者因其优异的耐蚀性能，成为应用广泛的 Ni-Mo 耐蚀合金。0Mo28Ni65Fe5 合金诞生于 20 世纪 20 年代，在长期使用过程中曾出现某些性能的不足，为改进这些性能，至今已发展到第 4 代合金。第二代合金为低碳、低硅、低铁的 HastelloyB-2，此种改进解决了 Ni-Mo 合金的晶间腐蚀问题和热影响区的腐蚀弊病，然而此合金存在时效脆性和在制造过程中出现裂纹，为解决未曾预料的缺陷，基于对这种脆性和裂纹出现的本质研究相继开发了控制 Fe+Cr 含量的第三代合金（Hastelloy B-3）和第四代合金（Hastelloy B-4）。控制适宜的 Fe+Cr 含量可抑制有害的 β 相（Ni_4Mo）的析出，从而改善了低铁合金的时效态塑性和耐 SCC 性能，Ni-Mo 合金的发展历程和化学成分见表 8.6-5 和表 8.6-6。

表 8.6-5 Ni-Mo 合金的发展历程

合金牌号	年份	特点	效果和问题
0Mo28Ni65Fe5（Hasdtelloy B） 00Mo28Ni69Fe2（Hasdtelloy B-2）	1920 1970	耐沸腾盐酸腐蚀 降低 C、Si、Fe 含量	存在晶间腐蚀倾向和 HAZ 腐蚀 改善耐晶间腐蚀性能 时效态塑性降低 耐 SCC 性能不足
00Mo29Ni62FeCr（Hastelloy B-3）	1990	控制 Fe+Cr 含量，加入 W、Nb、Ti、Al	解决了 B-2 合金时效塑性下降问题，并提高了耐 SCC 性能
00Mo29Ni65FeCr（Hastelloy B-4）	1990	较 B-3 合金 Fe 含量提高并去除 Mn、Ti、Nb	

表 8.6-6 Ni-Mo 合金的化学成分（质量分数） %

合金名称	C	Si	Mn	Ni	Cr	Fe	Mo	Nb	Ti	Al	V
0Mo28Ni65Fe5 Hastelloy B	≤0.12	≤1.0	≤1.0	余量	≤1.0	≤6.0	26.0～33.0	—	—	—	≤0.6
00Mo29Ni69Fe2 (Hastelloy B-2)	≤0.02	≤0.10	≤1.0	余量	≤1.0	≤2.0	26.0～30.0	—	—	—	—
00Mo29Ni65FeCr (Hastelloy B-3)	≤0.01	≤0.10	≤3.0	余量	1.0～3.0	1.0～3.0	27.0～32.0	≤0.20	≤0.20	≤0.50	—
00Mo29Ni65FeCr (Hastelloy B-4)	≤0.01	≤0.05	≤1.5	余量	0.5～1.5	1.0～6.0	26.0～30.0	—	—	0.1～0.5	—

3.1 0Mo28Ni65Fe（Hastelloy B）—NS321

3.1.1 化学成分和组织特点

0Mo28N5Fe5 合金的化学成分见表 8.6-6。此合金在固溶状态下为具有面心立方结晶构造的 α 相组织。在中温时效或自高温慢冷通过 450～900℃区间，可生成 β、γ 金属间相和碳化物沉淀（M_6C、$M_{02}C$）。

3.1.2 室温力学性能

0Mo28Ni65Fe5 合金的室力学性能见表 8.6-7。

表 8.6-7 0Mo28Ni65Fe5 合金的室温力学性能

品 种	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	硬度 HRB
棒材，30 mm，固溶态	871.22	382.2	45.0	95
板材，3 mm，固溶态	902.6	388.0	50.0	92
带材，0.5 mm，固溶态	1 000.6	—	37.0	212HV
薄带，0.25 mm，冷轧态	1 774.0	—	9.2	—

3.1.3 高温力学性能

0Mo28Ni65Fe5 合金高温瞬时抗拉性能见表 8.6-8。合金在 700～800℃之间的塑性明显较低，这与在此温度中间相的析出有关。

表 8.6-8 0Mo28Ni65Fe5 合金的高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	δ/%
24	846.72	50.8
700	539.00	17.8
		17.6
800	417.48	12.0
		13.2
950	269.50	24.8
		25.4
1 050	166.60	39.4
		34.6
1 100	109.10	63.2
		49.9
1 150	88.20	44.0
		62.0
1 200	64.68	87.4
		77.6

3.1.4 耐蚀性

（1）均匀腐蚀

1）大气 0Mo28Ni65Fe5 合金在所有大气条件下（包括海洋大气和工业大气）均具有良好的耐蚀性，其耐蚀性与纯镍相当。表 8.6-9 给出了在大气中经 12 年和 23 年的试验结果。在海洋大气中，合金的腐蚀率仅为工业大气的 $\frac{1}{7}$，点蚀深度稍深。

2）水介质 在天然水和高纯水中，合金的耐蚀性极佳。例如，在河水、井水等天然水中，腐蚀率≤0.025 mm/a；在海水中，当处于静止或流速较慢的状态下，合金的耐均匀腐蚀较纯镍稍低，耐点蚀和缝隙腐蚀性能却优于纯镍。

表 8.6-9 0Mo28Ni65Fe5 合金大气腐蚀试验结果

试验条件	试验时间 /a	腐 蚀 速 度			
		/mm·a⁻¹	点蚀最大深度/mm	/mm·a⁻¹	点蚀最大深度/mm
工业大气	12	0.003 0	0.047	0.003 3	0.05
工业大气	23	0.002 5	*R*	0.003 0	*R*
海洋大气	15	0.000 4	0.125	—	—

注：*R*—表面变粗糙。

3）酸性介质 在还原性酸性介质中，此合金具有良好的适用耐蚀性，氧化剂的存在将加速合金的腐蚀。

①H_2SO_4 Ni-Mo 耐蚀合金（包括 0Mo28Ni65Fe5 合金）在不充空气的和非氧化性的硫酸中，其耐蚀性是非常好的，可应用的浓度、温度范围相当宽。例如，在 100℃以下所有浓度的 H_2SO_4 中，0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度均小于 0.125 mm/a；在 115℃以下任何浓度的 H_2SO_4 中均≤5 mm/a；在沸腾温度以下的 H_2SO_4 中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐 H_2SO_4 腐蚀的浓度可达 60%；浓度再高，由于 H_2SO_4 本身的高氧化性，0Mo28Ni65Fe5 合金要受到严重腐蚀；在稀 H_2SO_4 中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性随充入空气量的增加而降低，且当 H_2SO_4 浓度在 5%～10%时最为明显。图 8.6-15 和表 8.6-10 是一些试验结果。

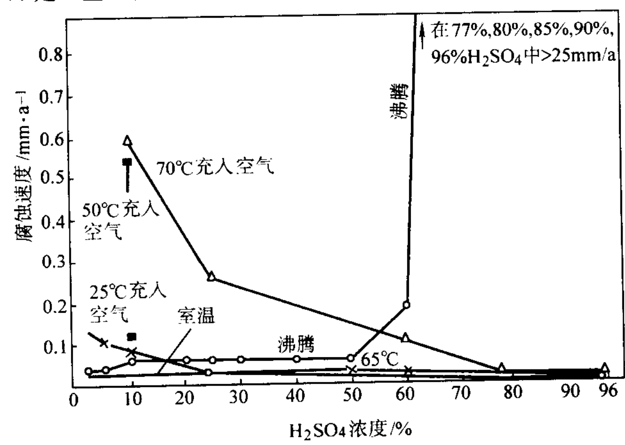


图 8.6-15 在 H_2SO_4 中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

表 8.6-10 0Mo28Ni65Fe5 合金在 H_2SO_4 中的耐蚀性

H_2SO_4 浓度/%	试验结果/mm·a⁻¹		
	室温	65℃	沸腾
2	0.025 4	0.127 0	0.025 4
5	0.025 4	0.102 6	0.025 4
10	0.025 4	0.076 2	0.050 8
25	0.025 4	0.025 4	0.050 8
50	0.010 2	0.025 4	0.050 8
60	0.005 1	0.025 4	0.177 8
77	0.005 1	0.010 2	>25.8
80	0.002 5	0.007 6	—
85	0.002 5	0.007 6	—
90	0.002 5	0.007 6	—
96	0.005 1	0.007 6	—
50% H_2SO_4 + 硝酸酯以及微量 Fe^{3+}、Ca^{2+}、Pb^{2+}	—	—	0.418

在生产醇类过程中，也常常遇到浓度为 45%～65%，温度 115～120℃的 H_2SO_4。采用其他材料，例如不锈钢、一般镍基或铜基合金，在静止和低流速条件下，腐蚀速度可≤0.5 mm/a。但在高流速、高温度条件下，腐蚀速度要超过 2.5 mm/a。然而，0Mo28Ni65Fe5 合金 45%～65% H_2SO_4、115℃的工厂试验条件下的结果表明，其腐蚀速度仅为 1 mm/a。

硫酸也常常用于石油产品的精炼以去除树脂、沥青或类胶物质。0Mo28Ni65Fe5 合金在此种条件下的耐蚀性也是非常好的。见表 8.6-11。用 0Mo28Ni65Fe5 合金铸造的泵、阀等部件是适用的。

表 8.6-11　在 H_2SO_4 炼油污垢中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

试验介质	温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
65% H_2SO_4 + 碳氢化合物	32～44	0.007 5
65% H_2SO_4 + 碳氢化合物 + 自由碳	65	0.022 5
10%～98% H_2SO_4 + 污垢	65～110	0.207 5
56% H_2SO_4 + 炼油污垢	45～80	0.035
10%～45% H_2SO_4	94	0.110

向 H_2SO_4 中加入氧化性盐（硝酸盐、铬酸盐、高锰酸盐等）和其他氧化性离子（Fe^{3+}、Ca^{2+} 等），可显著提高 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度，且温度越高越严重。因此，0Mo28Ni65Fe5 合金一般不允许在这些条件下使用，除非氧化性盐和氧化性离子的浓度很低，不足以影响 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性。表 8.6-12 系 H_2SO_4 中含 Cu 时对 0Mo28Ni65Fe5 合金耐蚀性的影响。显然，在含 Cu 的 H_2SO_4 中或 Cu 有可能进入 H_2SO_4 中的条件下，选用 0Mo28Ni65Fe5 合金是不适宜的。此外，0Mo28Ni65Fe5 合金与碳、石墨等接触也会由于产生电偶腐蚀而使它迅速破坏，表 8.6-13 示出了试验结果。由于石墨也是耐硫酸性能很好的非金属材料，因此，当 0Mo28Ni65Fe5 合金与石墨同时使用时，要注意防止这种电偶腐蚀的产生。

表 8.6-12　H_2SO_4 中的 Cu 含量对合金耐蚀性的影响

介　质	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
45% H_2SO_4，115℃，试验 6.5 天，静态	0.230
45% H_2SO_4 +（1.54 g/L）Cu	1.170
45% H_2SO_4 + 0.6% Cu（质量分数）	3.660

表 8.6-13　石墨与 0Mo28Ni65Fe5 合金的电偶腐蚀

试验条件	0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
	铸造合金	变形合金
未组成电偶的合金	0.150	0.100
与石墨组成电偶	13.275	12.675

注：在 50% 沸腾 H_2SO_4 中。

② HCl 酸　在未充入空气的盐酸中，0Mo28Ni65Fe5 合金在常压下任何浓度、任何温度下都是耐蚀的。Ni-Mo 耐蚀合金包括 0Mo28Ni65Fe5 合金在内是耐盐酸性能最好的一类合金。作为耐盐酸的金属材料，目前也只有金属 Mo、Zr、W、Ta 的耐蚀性能超过 Ni-Mo 耐蚀合金。

图 8.6-16 和表 8.6-14 系 0Mo28Ni65Fe5 合金在盐酸中的试验结果。从这些结果可以看出，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性受盐酸中有无空气存在的影响很大；当酸中有空气存在时，对 0Mo28Ni65Fe5 合金耐蚀性的不良影响以盐酸浓度为 5%～10% 时最为明显。表 8.6-15 系在气相中充氮和充氧 + 氮时的试验结果。同样可看出氧的不良影响。某些有机和无机含水氯化物处理过程中会有盐酸产生。在一些氯化碳氢化物条件下，热蒸气的冷凝可以产生较高浓度的盐酸。0Mo28Ni65Fe5 合金在上述条件下的试验结果见表 8.6-16。

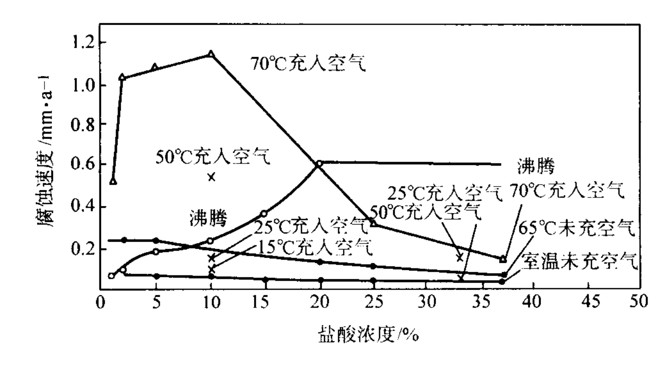


图 8.6-16　0Mo28Ni65Fe5 合金在盐酸中的耐蚀性

表 8.6-14　在各种浓度盐酸中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

浓度/%	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
	室温	65℃	沸腾
1	0.076 2	0.228 6	0.050 8
2	0.050 8	0.228 6	0.076 2
5	0.050 8	0.228 6	0.177 6
10	0.050 8	0.177 8	0.228 6
15	0.025 4	0.152 4	0.355 6
20	0.050 8	0.127 0	0.609 6
25	0.025 4	0.102 6	—
37	0.007 6	0.050 8	—

表 8.6-15　在盐酸中（压力 14 MPa），0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
		在氮气中	在 20% O_2 + 80% N_2 气体
10	70	—	2.125
10	100	0.200	6.550
10	135	0.500	10.050
25	70	0.050	1.450
25	100	0.200	3.875
25	135	1.225	8.400
37	70	0.050	0.175
37	100	0.300	2.030
37	135	2.200	7.375

表 8.6-16　在有机氯化物中 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀情况

试验介质		试验条件及结果		
		温度/℃	时间/d	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
在蒸馏塔中，$CH_3Cl + C_7H_{16} + H_2O$	液相	93	133	0.007 5
	气相	93	133	0.001 0
含 100×10^{-6}HCl 和 $30 \times 10^{-6}H_2O$ 的 CH_3Cl		40	102	<0.002 5

续表 8.6-16

试验介质	试验条件及结果		
	温度/℃	时间/d	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
$C_6H_4Cl_2$ + 4% ~ 5% HCl 酸	180	53	0.010
60% C_6H_5Cl + 40% 氯醛（H_2O < 0.5%）	21	96	0.005 0
精制蒸馏中三氯化苯	200	60	0.015
二氯苯酚 + 痕量 HCl + H_2O（在蓄槽中）	121	60	0.002 5
99% 氯甲酯苯氧基醋酸 + 少量盐酸、NaCl 和 H_2O	150	31	0.132 5
100% 熔融氯代醋酸	70	6	0.015
100% 熔融氯代醋酸	170	24	0.175
78% 氯代醋酸 + 22% H_2O	60	17	0.025
78% 氯代醋酸 + 22% H_2O + 充入一些空气	24	28	0.150
78% 氯代醋酸 + 25% 四氯化碳 + 50% 醋酸	50	14	0.225

当盐酸中有氧化性盐，例如铜、铁、汞盐时，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性要下降，而且酸的温度越高越明显。在 10% 盐酸中，不同温度所允许的 $FeCl_3$ 的浓度限为：

室温 $1\,290 \times 10^{-6}$；65℃ 330×10^{-6}；沸腾温度 26×10^{-6}。

③ HF 酸　在氢氟酸中进行的有限试验表明，0Mo28Ni65Fe5 合金可耐 ≤100℃、不含空气的 HF 酸的腐蚀。但在恒沸点浓度为 38% ~ 40%、沸腾温度为 115℃ 的氢氟酸中会使 0Mo28Ni65Fe5 合金受到腐蚀，结果见表 8.6-17。高于恒沸点浓度的 HF 酸，可通过无水 HF 溶于水而得到。对于浓度 ≥70% 的 HF 酸，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性反而较耐低浓度 HF 酸的性能要好。0Mo28Ni65Fe5 合金在 HF 酸再生条件下的腐蚀情况见表 8.6-18。显然，此合金的耐蚀性良好。

④ H_3PO_4　在磷酸中，0MoNi65Fe5 合金耐 H_3PO_4 腐蚀，一些试验结果见图 8.6-17 及表 8.6-19 和表 8.6-20。由图表可知，除充入空气时和加压高温下，0Mo28Ni65Fe5 合金耐蚀性稍有降低外，其耐 H_3PO_4 性能是良好的。但是，0Mo28Ni65Fe5 合金不耐湿法 H_3PO_4 的腐蚀，因为，酸中含有氢氟酸、氢氟硅酸、残余的硫酸以及铁盐和铝盐，此种酸在本质上呈氧化性，使 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度可高达 25 mm/a 以上。

表 8.6-17　在氢氟酸中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

酸浓度/%	温度/℃	试验时间/h	其他试验条件	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
5	室温	24		0.100
8	室温	2 880	在刻蚀玻璃的溶液中：液相	0.100
			在喷雾箱中	0.150
			气相	0.275
25	室温	24		0.125
40	55	—		0.022 5
38	110	48	试样 2/3 浸入，石墨容器，充入一些空气	1.625
45	室温	24		0.075
45	102	1 176	加入异丁烷蒸气	0.070
50	60	100	加入 50% H_2SO_4，充入空气	1.550
50	176	167	加入 7% H_2SO_4，和 1% H_2SiF_6	0.800
60	室温	—		0.400
60	32	672	加入 1.3% H_2SO_4 和痕量 H_2SiF_6	0.005 0
98	38	87	试样 2/3 浸入，石墨容器，充入一些空气	0.103

表 8.6-18　在氢氟酸再生条件下 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

试验条件	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
再生塔顶部，93% 氢氟酸 + $(CH_3)_2CHCH_3$，气相，100℃，试验 49 天	0.075
再生塔底部，含 1% ~ 10% 氢氟酸 + H_2O（1:1），121℃，试验 49 天	0.100
再生塔底部，85.2% 氢氟酸 + 1.6% H_2O + 油，平均温度 104℃，最高温度 121℃，试验 25 天	0.112 5
脱水塔底部，89.3% 氢氟酸 + 1.6% H_2O，平均温度 107℃，最高温度 121℃，试验 45 d	0.375

⑤ 有机酸　在醋酸中，在苛刻的腐蚀条件下，即在未充空气的沸腾温度下，在 10% ~ 50% 浓度的醋酸中，0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度不超过 0.125 ~ 0.150 mm/a。当然，醋酸中有空气存在，同样加速此合金的腐蚀。但是在纯的高浓度醋酸或者冰醋酸中，充入空气对 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性影响则很小。向醋酸中加入 NaCl 时，将有少量 HCl 酸形成，虽然稍提高 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度。但由于 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐盐酸性能良好，故影响并不显著。表 8.6-21 是 0Mo28Ni65Fe5 合金在醋酸中的耐蚀性。

在甲酸中。此种酸对 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀较醋酸严重。通入空气和酸中有氧化剂存在同样要加速 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀。在甲酸中的试验结果如图 8.6-18 所示。

其他有机酸中。试验结果见表 8.6-22。

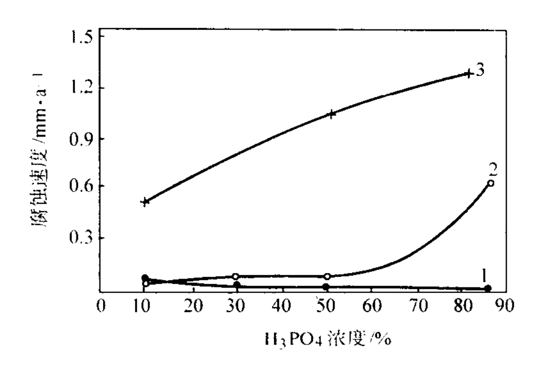


图 8.6-17 在 H_3PO_4 中 0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀速度

1—65℃；2—沸腾；3—190℃

表 8.6-19 0Mo28Ni65Fe5 合金在高温高浓度 H_3PO_4 中的耐蚀性

酸浓度/%		温度/℃	试验时间/h	所用酸的种类	腐蚀速度/mm·a⁻¹
H_3PO_4	P_2O_5				
78～85	50～60	115		化学纯	0.130
80	57	138	15 天	工业纯	0.237 5
85	60	121	72	试剂纯	0.025
85	60	150	72	试剂纯	0.375
86	61	110	96	化学纯	0.100
87～90	62～64	90	102 天	工业纯	0.075
96	69	255～288	73	湿法生产	1.00
98	70.3	93	29 天	湿法生产	0.000 75
98	70.3	150	29 天	湿法生产	0.032 6
100	71	176	72	化学纯	0.100
100	71	205	72	化学纯	0.250
105	75	115		试剂纯	0.002 5
117	85	232～250	6 天	工业纯	0.275
117	85	250～255	6 天	工业纯	0.525

表 8.6-20 在某些浓度的 H_3PO_4 中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
	室温	65℃	沸腾
10	0.007 6	0.050 8	0.025 4
30	0.007 6	0.020 3	0.076 2
50	0.002 5	0.007 6	0.076 2
85	微量	0.010 2	0.711 2

表 8.6-21 0Mo28Ni65Fe5 合金在醋酸中的耐蚀性

CH_3COOH浓度/%	温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹	CH_3COOH浓度/%	温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
10	室温	24	0.012 5	50	室温	24	0.025 0
10	65	24	0.017 5	50	65	24	0.001 0
10	101	96	0.075 0	50	沸腾	24	0.100 0
10	沸腾	24	0.150 0	50	102	96	0.125 0
20	100	325 天	0.050 0	85～95	118	30 天	0.125 0

续表 8.6-21

CH_3COOH浓度/%	温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹	CH_3COOH浓度/%	温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
99	室温	24	0.002 5	99.6	118	96	<0.025
99	65	24	0.005 0	冰醋酸①	125	37 天	0.107 5
99	沸腾	24	0.012 5	冰醋酸②	357	73 天	0.017 5

① 最少试验 24 h。

② 在蒸馏塔中试验。

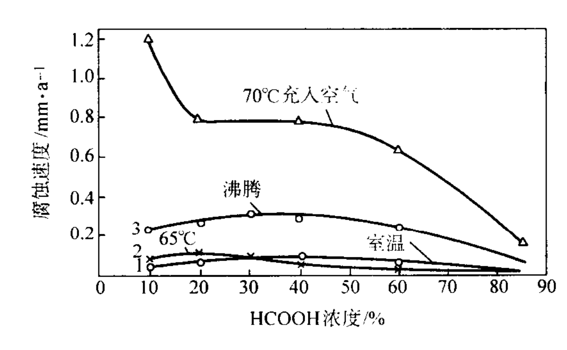


图 8.6-18 0Mo28Ni65Fe5 合金在甲酸中的耐蚀性

表 8.6-22 在一些有机酸中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

介质	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
丁酸+少量水	110	32	液相 0.160 0 汽相 0.062 5
$(CH_3CO_2H_2)_2$ 蒸气	200	52	0.020
50%～80%乳酸（在储罐中）	63	72	0.107 5
80%乳酸（蒸馏釜中）	180	6.5	0.032 5
98% $CH_3CO(CH_2)_2CO_2H$（储罐中）	38	57	0.007 5
$CH_3CO(CH_2)_2CO_2H$（蒸馏塔中）	107	29	0.157 5
草酸、饱和溶液	沸腾	0.25	0.117 5
粗酞酐蒸气	160～287	59	0.007 5
50%丙酸	50		0.38
	75		0.1
	沸腾		0.05
80%丙酸	50		0.61
	75		0.3
	沸腾		0.13
99%丙酸	50		0.15
	75		0.64
	沸腾		0.28

4）碱和盐类 试验表明，0Mo28Ni65Fe5 合金在浓度≤70%NaOH、温度≤120℃条件下，其腐蚀速度仅为 0.050 mm/a；在沸点为 165℃的 60%NaOH 和沸点为 191℃的 70%NaOH 中，其腐蚀速度≤0.50 mm/a；在 100～180℃、浓度为 60%的 Na_2S 溶液中，腐蚀速度为 0.55 mm/a。

在一些中性和碱性非氧化性盐中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性良好。在非氧化性酸性盐中（氯化物、硫酸盐和氟化

物盐）的试验结果见表 8.6-23。显然，0Mo28Ni65Fe5 合金也是耐蚀的。但是，在氧化性酸性盐中，例如在氯化铁、氯化铜、硫酸铁、硫酸铜等溶液中，0Mo28Ni65Fe5 合金仅在非常稀的溶液中才耐蚀。浓度稍高，便会受到严重腐蚀。一些试验结果见表 8.6-24。

表 8.6-23　在氯化物及其他盐类中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

介　质		温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
在密闭蒸发器中，53% $MgCl_2$ + 1% NaCl + 1% KCl + 2% $LiCl_2$	液相	170	5	0.100
	气相	170	5	0.075
在沸腾 42% $MgCl_2$ 中		156	35	0.025
在开口蒸发器中，42% $MgCl_2$	液相	160	56	0.045
	气相（有空气）	150	32	0.475
55% $CaCl_2$，	液相	93	29	0.050
62% $CaCl_2$，	液相	154	56	0.025
73% $CaCl_2$，	液相	177	36	0.050
54% $CaCl_2$，< 1% HCl、充入空气		127	13	0.875
6.3% NH_4Cl，7.6% $CaCl_2$，5% NaCl，1% KCl，4.6% $MgCl_2$，0.8% NH_3		90	60	0.045
26% $AlCl_3$（在蓄槽中）		18	21	0.010
$SbCl_3$ + ≤0.5% H_2O	液相搅动	100	12	0.200
	气相	100	12	0.140
30% ~ 40% $BaCl_3$		150	35	0.077 5
100% $POCl_3$（在储罐中）		21	67	0.005 0
在蒸发器中，≤71% $ZnCl_2$		107	35	0.090
≤70% $ZnCl_2$（在蒸发器中）		50	27	0.015 5
48% $ZnSO_3$	搅动	105	59	0.113 0
30% ~ 50% SnF_2 + 2% ~ 5% HF 酸（结晶器中）		44	30	0.120

表 8.6-24　在氯化铁、氯化铜溶液中 0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

介　质	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
2% $CuCl_2$ 溶液	3.825
10% $CuCl_2$ 溶液	> 25.00
2% $FeCl_3$ 溶液	5.850
10% $FeCl_3$ 溶液	> 25.00

5）卤族元素及其氢化物气体　在卤素元素及其氢化物气体中。在氟、氯、溴等卤素元素中，在氯化氢、氟化氢等高温气体中，0Mo28Ni65Fe5 合金的试验结果见表 8.6-25 和图 8.6-19。由表可知，在干氯、干溴和高温碘气体中，0Mo28Ni65Fe5 合金是极耐蚀的，但在湿态下则腐蚀严重，不能选用。在 CCl_4 和 $CoCl_2$ 高温气体中的试验表明，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性相当好，而且即使介质中含有水分，此合金也同样耐腐蚀，见表 8.6-26。

表 8.6-25　0Mo28Ni65Fe5 合金在氯、溴、碘中的腐蚀

试验介质		试验时间/h	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
氯（含 0.04% H_2O）	室温下	2	0.100
湿氯	室温下	1	11.95
干溴（含 0.003% H_2O）	室温下	10	0.013 0
溴（含 0.02% H_2O）	室温下	69	0.035
溴水	室温下	1	3.050
高温碘蒸气	300℃		0.003 10
	450℃		0.037 5

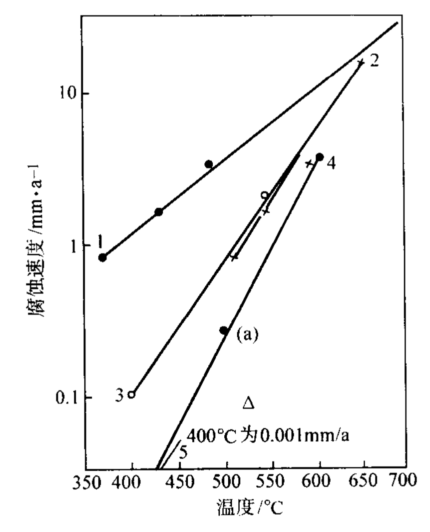


图 8.6-19　在高温氯气和氯化氢气中，0Mo28Ni65Fe5 合金的腐蚀行为
1—干 HCl（试验 4 ~ 6 h）；2—干 Cl_2（试验 4 ~ 6 h）；
3—干 Cl_2（试验 48 h）；4—HCl + 水蒸气（试验 72 h）；
5—干 HCl 中（试验 500 h）；（a）—500℃时，点蚀深度为 0.075 mm

表 8.6-26　在 CCl_4 和 $CoCl_2$ 中，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性

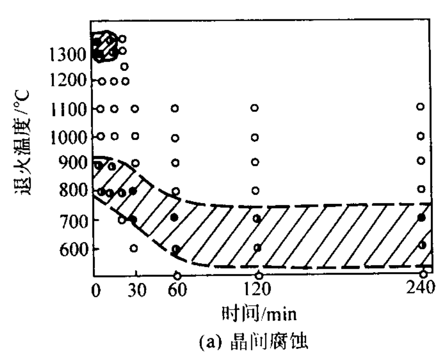
介　质	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$		
	400℃	500℃	600℃
干 $CoCl_2$，500 mL/h	0.000 50	0.001 5	0.20
$CoCl_2$ + 水 + 饱和空气，1 000 mL/h	0.005 0	0.020 ~ 0.022 5	0.10 ~ 0.175
CCl_4 + 干空气，500 mL/h	—	0.012 5 ~ 0.020	0.120

0Mo28Ni65Fe5 合金由于 Mo 含量高，且钼的氟化物易挥发，因此在高温氟气中，0Mo28Ni65Fe5 合金是不耐蚀的。例如，在 600℃，氟气流量为 75 ~ 100 mL/min 条件下，0Mo28Ni65Fe5 合金厚 0.95 mm 的试样，经 95 h 试验后受到了严重腐蚀。然而，在高温 HF 气中，0Mo28Ni65Fe5 合金则是耐蚀的（在 500 ~ 600℃ HF 气中经 36 h 试验，其腐蚀速度仅为 0.050 mm/a）。

（2）晶间腐蚀

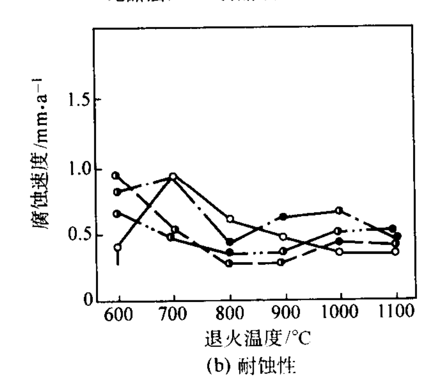
0Mo28Ni65Fe5 合金虽然固溶态耐蚀，特别是耐盐酸、硫酸等的性能很好，但是一旦经过焊接，再在盐酸、硫酸中使用，则在焊缝处出现刀口腐蚀，在热影响区出现晶间腐蚀。图 8.6-20 和图 8.6-21 是一些试验结果。由图可知，0Mo28Ni65Fe5 合金有两个敏化区：1 200 ~ 1 300℃的高温敏化区和 600 ~ 900℃的中温敏化区。经过两个敏化区时，0Mo28Ni65Fe5 合金产生晶间腐蚀，不仅使耐蚀性显著下降，而且还伴随有硬度增加。0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀不同于一般的奥氏体不锈钢，即使是固溶处理且迅速冷却也无法防止它的产生。表 8.6-27 是一些试验结果。

研究表明，0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀与合金中析出相的成分和组织、结构之间有着密切的关系。在 ≥1 250℃高温区，合金中的析出相中有 Mo 含量较高的 M_6C、M_2C 等碳化物以及 σ 相；在 550 ~ 900℃的中温区，则有 Ni-Mo 金属间相（高于 850℃为 Ni_3Mo 型，较低温度则为 Ni_4Mo 型）和 M_6C、M_2C 等碳化物。这些金属间相和碳化物均含有较高的 Mo，它们沿晶界的沉淀可引起 Mo 的严重贫化，从而导致 0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀。同时，由于析出相的强化作用，合金的强度、硬度亦有所提高。



(a) 晶间腐蚀

○－无晶蚀；◉－弱晶蚀；●－中等晶蚀；



(b) 耐蚀性

退火时间－30min; －－－60min; —·—120min: —··—240min

图 8.6-20 0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀、耐蚀性与退火温度和退火时间的关系

试验介质 10%沸腾盐酸

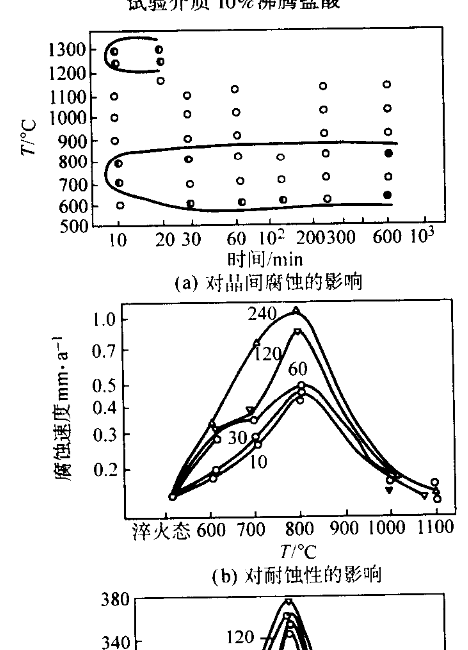


图 8.6-21 不同温度和时间二次加热（敏化）对 0Mo28Ni65Fe5 合金晶间腐蚀、耐蚀性（在 10%沸腾 HCl 酸中）和耐硬度的影响

表 8.6-27 0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀与固溶后冷却速度的关系

冷却条件	在 10%盐酸中的晶间腐蚀深度/mm	
	试验 8 天	试验 28 天
盐水冷却	无	0.25
水中冷却	0.150	0.50
空气中冷却 3.2 mm 厚	0.750	完全穿透
9.4 mm 厚	0.325	0.930
15.5 mm 厚	0.300	0.725

注：合金中 C0.03%、Si0.15%、Mo27.4%、Fe6.5%（质量分数）。

为了解决 0Mo28Ni65Fe5 合金的晶间腐蚀问题，已研制出超低 C 和低 Si、低 Fe 的新合金 00Mo28Ni68 和含 V（质量分数为 1.4%～ 2.2%）的新合金 00Mo28Ni68V (Corronel 220，ЭИ814)。

3.1.5 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工 0Mo28Ni65Fe5 合金可热加工变形，但变形抗力大，变形温度范围窄，此合金的热加工温度以 1 000～1 200℃为宜。

2）冷加工 固溶状态的 0Mo28Ni65Fe5 合金具有良好的冷加工塑性和冷成形性能。当进行冷轧时，每个轧程的总变形量可达 80%。冷加工变形可使合金强化，冷变形量与合金硬度之间的关系如图 8.6-22 所示。冷成形性能亦好，只是在冷成形时需要更大的变形力和多次中间退火，冷成形后需要热处理以便获得最佳使用性能。

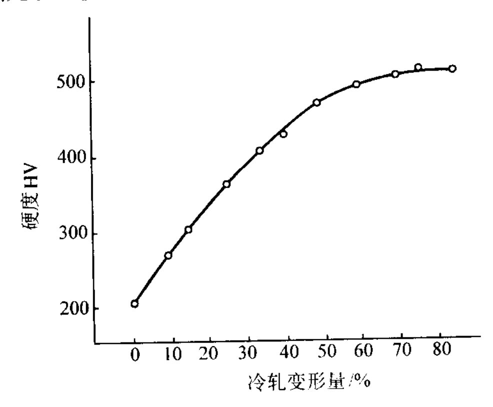


图 8.6-22 0Mo28Ni65Fe5 合金冷轧硬化曲线

0Mo28Ni65Fe5 合金冷轧变形 0～85%

3）热处理 无论是变形还是铸造的 0Mo28Ni65Fe5 合金，一般均在固溶状态下使用，这种状态使合金具有最佳耐蚀性和强韧性的良好配合。合金的适宜固溶处理温度为 1 150～1 170℃，加热保温后尽快冷却（水淬），薄截面材料亦可快速空冷。冷加工的中间退火温度为 1 000～1 100℃，可以使合金的塑韧性得到恢复为后续加工提供方便。此合金的再结晶温度为 950～1 100℃。冷轧材退火温度与硬度之间的关系曲线如图 8.6-23 和图 8.6-24 所示。

4）焊接 0Mo28Ni65Fe5 合金可焊性良好，与一般 Cr-Ni 奥氏体不锈钢相近，可采用通用的焊接方法进行焊接，包括 TIG、MIG、手工电弧焊、电阻焊等。不宜采用可导致增碳的焊接方法和工艺。由于此合金的线胀系数、电阻温度系数与普通非合金钢之间差别较大，且热导率仅为普碳钢的四分之一，当与碳钢等进行异材焊接时，对这种差别要予以充分考虑。焊接用充填金属成分同于母材。为保证焊件在盐酸、硫酸等苛刻介质中的耐蚀性，焊后应进行固溶处理。

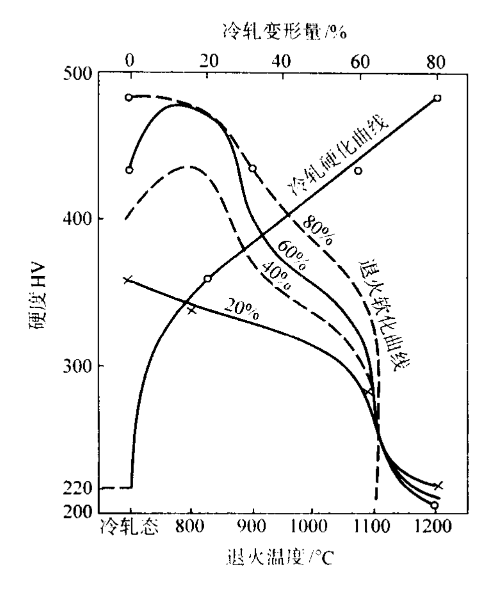


图 8.6-23 0Mo28Ni65Fe5 合金冷轧变形量、硬度与退火温度的关系

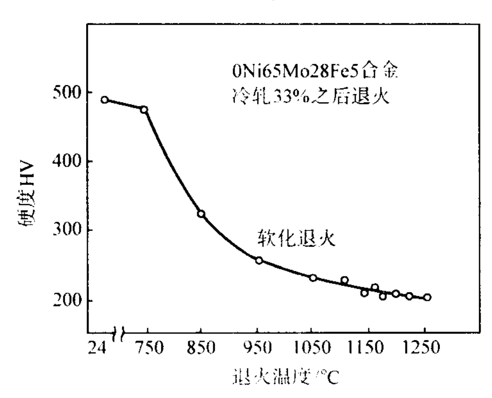


图 8.6-24 0Mo28Ni65Fe5 合金冷轧 33%后，退火温度与硬度的关系

3.1.6 物理性能

0Mo28Ni65Fe5 的物理性能见表 8.6-28。

表 8.6-28 0Mo28Ni65Fe5 合金的物理性能

密度 /g·cm^{-3}	熔点/℃	电阻系数（20℃）/μΩ·m	线胀系数/10^{-6}K^{-1}		
			20～100℃	20～200℃	20～300℃
9.24	1 320～1 350	1.35	11.2	11.4	11.5

3.1.7 应用

0Mo28Ni65Fe5 合金的变形材和铸件主要应用于需耐 HCl 酸、耐湿 HCl 气体的腐蚀环境，在其他还原性酸性介质中以其良好的耐蚀性亦得到广泛应用。可利用变形合金制造化工加工过程中的容器、容器衬里、管道、塔槽等，利用铸件制造泵、阀等。此外，由于此合金具有中等激活性能和较高的发射能力，其超薄带和细丝作为电子管阴极材料得到成功应用。

3.2 00Mo28Ni69Fe2（Hastelloy B-2）—NS322

3.2.1 化学成分和组织结构

00Mo28Ni69Fe2 合金的化学成分见表 8.6-6。此合金是为防止 0Mo28Ni65Fe 合金的晶间腐蚀和刀口腐蚀而开发的。它与 0Mo28Ni65Fe5 合金的主要区别在于化学成分的改变，将合金中的碳含量 w（C）降至≤0.02%，硅含量 w（Si）降至≤0.10%，铁含量 w（Fe）降至＜2%，并去除了 V。这种化学成分的改变，对固溶状态的组织未产生影响，然而却提高了合金组织的热稳定性，使敏化态合金的金属间相和碳化物等析出相明显减少，提高了合金耐晶间腐蚀性能。此合金存在着时效脆性，后来证实，这种弊病是由于将 Fe 降至质量分数低于 2%以后合金易析出 β 相所致，β 相的析出不仅引起时效态合金塑韧性降低，也使其耐 SCC 性能降低，为消除或抑制这种不良性能，经过深入研究，相继开发了控制 Fe + Cr 含量的新一代合金。

3.2.2 室温力学性能

00Mo28Ni69Fe2 合金的室温力学性能见表 8.6-29。时效对合金塑性的影响见表 8.6-30。700～800℃时效引起塑性降低，760℃最为敏感。

表 8.6-29 00Mo28Ni68 合金的室温、中温力学性能

品种	检验状态	温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	硬度
薄板 1.3～3.1 mm	1 066℃加热后急冷	室温	955	526	53	22HRC
		204	885	451	50	—
		316	864	426	49	—
		427	866	418	51	—
薄、中板 2.5～8.9 mm	1 066℃加热后急冷	室温	894	412	61	95HB
		204	849	350	59	—
		316	823	328	60	—
		427	806	310	60	—
中、厚板 9.1～51 mm	1 066℃加热后急冷	室温	902	407	61	94HB
		204	871	361	60	—
		316	840	336	60	—
		427	823	319	61	—
中板 6.4 mm	手工 TIG 焊后	室温	855	—	—	—
	半自动 TIG 焊后	室温	821	—	—	—
	手工 TIG 焊 + 1 066℃固溶	室温	817	—	—	—
	半自动 TIG 焊 + 1 066℃固溶	室温	796	—	—	—
中板 12.7 mm	手工 TIG 焊后	室温	897	—	—	—

表 8.6-30 00Mo28Ni68 合金薄板时效后的塑性

时效温度/℃	时效时间/h	δ/%
704	1	48
	5	39
	10	27
	30	13
732	1	48
	5	14
	10	17
	30	7
760	1	44
	5	14
	10	3
	30	2
788	1	45
	5	11
	10	4
	30	3



3.2.3　耐蚀性

1）均匀腐蚀　在各种介质中此合金的耐均匀腐蚀性能与 0Mo28Ni65Fe5 合金基本相同，0Mo28Ni65Fe5 合金的耐蚀性均适用于此合金。相比之下，00Mo28Ni69Fe2 合金的性能更好。一些腐蚀试验数据见表 8.6-31 ~ 表 8.6-33 和图 8.6-25 ~ 图 8.6-34。在非氧化性的无机酸中，此合金呈出现优异的耐蚀性，即使冷加工变形并达到 50% 也未对合金的耐蚀性造成损害。

表 8.6-31　在沸腾温度 20% HCl 酸中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性

状　态	腐蚀速度		硬度 HRC
	mil·a⁻¹	mm·a⁻¹	
固溶处理态	14	0.36	82HRB
冷加工变形 10%	14	0.36	32
冷加工变形 20%	14	0.36	38
冷加工变形 30%	13	0.33	43
冷加工变形 40%	14	0.36	44
冷加工变形 50%	14	0.36	45

表 8.6-32　在沸腾 20% HCl 酸中 00Mo28Ni68 合金与 0Mo28Ni65Fe5 合金耐蚀性的比较

合　金	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
	固溶处理态	焊态
00Mo28Ni68	0.38	0.51
0Mo28Ni65Fe5	0.71	> 1.49

表 8.6-33　在沸腾酸介质中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性

介　质	浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹
盐酸	1	0.02
	2	0.08
	5	0.13
	10	0.18
	15	0.28
	20	0.38
	20	0.51（TIG 焊态）
磷酸	10	0.05
	30	0.08
	50	0.15
	85	0.63
硫酸	2	< 0.02
	5	0.08
	10	0.05
	20	< 0.02
	30	< 0.02
	40	< 0.03
	50	0.03
	50	0.05（TIG 焊态）
	50	0.03
	60	0.05
	70	0.23
醋酸	10	< 0.02
	30	0.01
	50	0.01
	70	< 0.01
	99（冰醋酸）	< 0.01

续表 8.6-33

介　质	浓度/%	腐蚀速度/mm·a⁻¹
甲酸	10	< 0.01
	20	< 0.02
	30	< 0.02
	40	< 0.02
	60	< 0.02
	89	< 0.02

注：试样经 1 066℃固溶处理，在工厂实际条件进行试验。

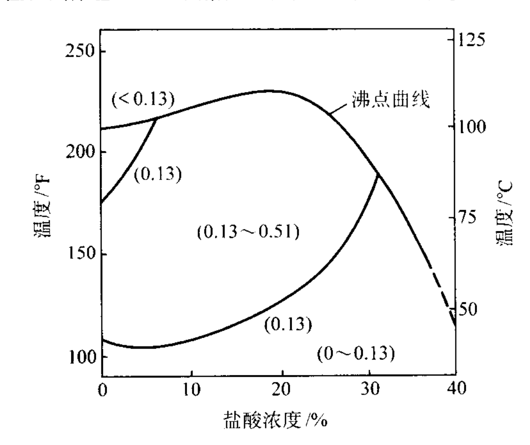


图 8.6-25　00Mo28Ni68 合金在盐酸中的耐蚀性
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

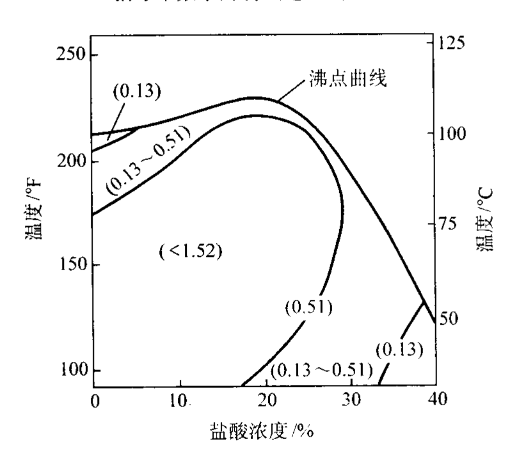


图 8.6-26　在通入氧气的盐酸中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性
图中数字为腐蚀速度（mm/a）

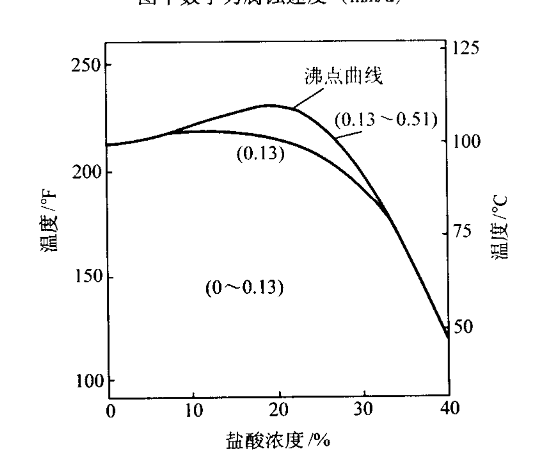


图 8.6-27　在通入氮气的盐酸中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）



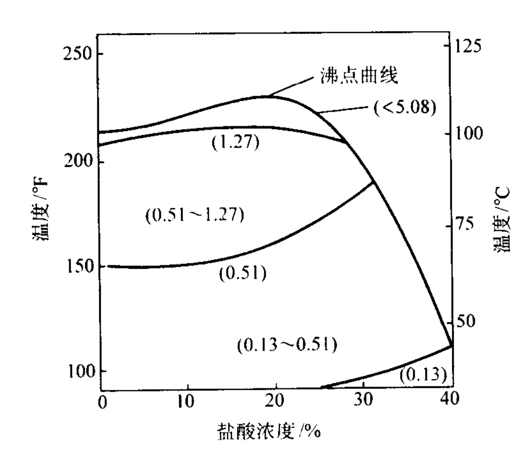


图 8.6-28 00Mo28Ni68 合金在含 $50\times10^{-6}Fe^{3+}$ 盐酸中的耐蚀性
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

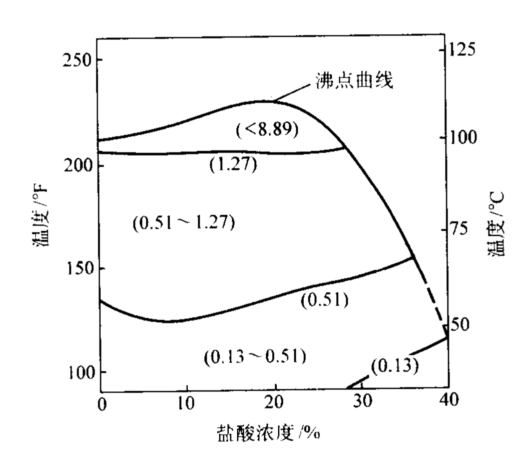


图 8.6-29 在含 $100\times10^{-6}Fe^{3+}$ 盐酸中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

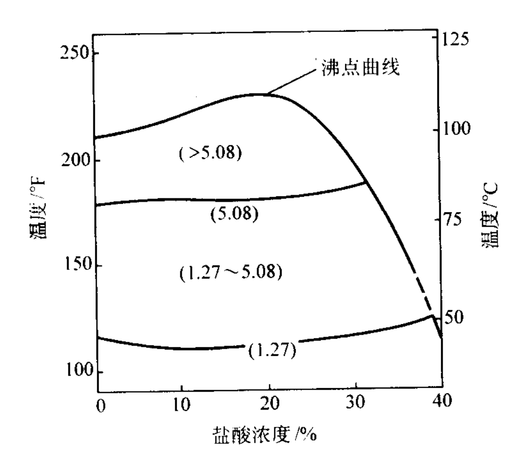


图 8.6-30 在含质量分数为 $500\times10^{-6}Fe^{3+}$ 盐酸中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

在 H_2SO_4 + HCl 混酸中，00Mo28Ni69Fe2 合金也具有很优秀的耐蚀性（图 8.6-35）。

2）晶间腐蚀 00Mo28Ni69Fe2 合金耐晶间腐蚀（含刀口腐蚀）性能优于 0Mo28Ni65Fe5 合金。TTS 数据见表 8.6-3。

3）应力腐蚀 时效态 00Mo28Ni69Fe2 合金在 H_2SO_4 酸和高温氯化氢气体中对 SCC 较为敏感，在沸腾 10% H_2SO_4 中和在 HI 中的应力腐蚀行为分别见表 8.6-4 和表 8.6-34。

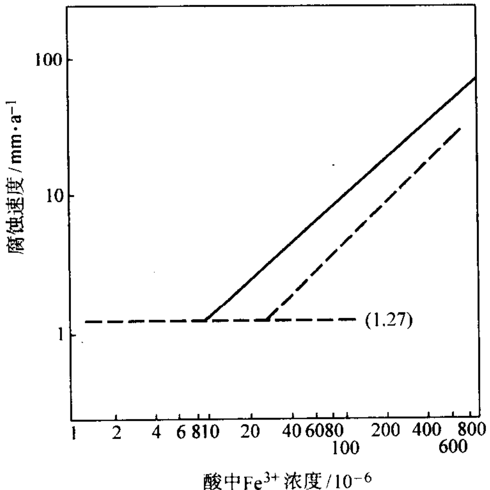


图 8.6-31 在 HCl 酸和 H_2SO_4 中 Fe^{3+} 对 00Mo28Ni68 合金耐蚀性的影响
——20%沸腾 HCl 酸；------ 30%沸腾 H_2SO_4

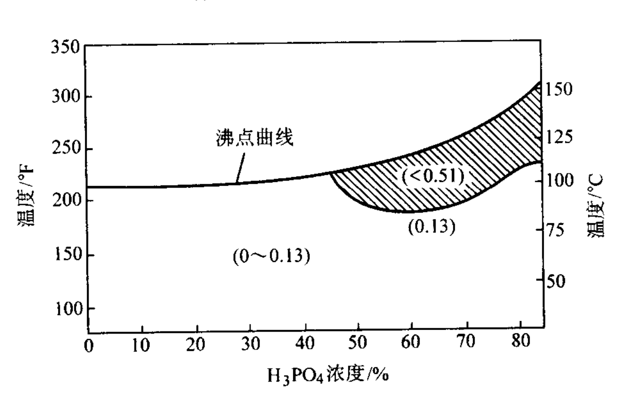


图 8.6-32 在 H_3PO_4 中 00Mo28NI68 合金的耐蚀性
图中数字为腐蚀速度（mm/a）
▨ 腐蚀不稳定区

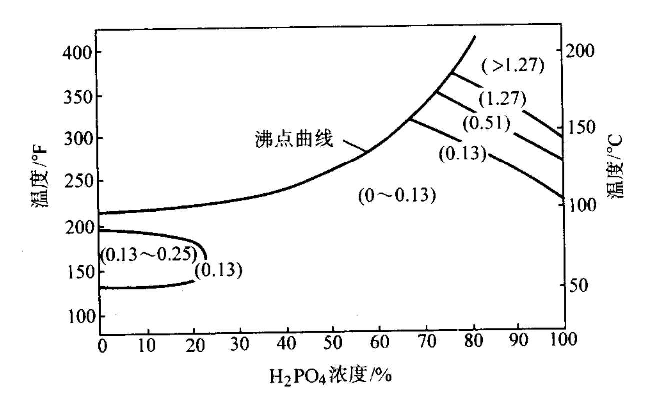


图 8.6-33 在 H_2SO_4 中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性
图中数字为腐蚀速度（mm/a）

3.2.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工、冷加工 此合金的热、冷加工性能与 0Mo28Ni65Fe5 合金相同。

2）热处理 此合金在固溶处理状态下使用，固溶处理温度为 1 066℃，经保温后快冷，厚截面材料水冷，薄截面材料可快速空冷。538～816℃为此合金的低塑性区，不宜在此温度范围长时间停留，更不宜在此温度区间使用。



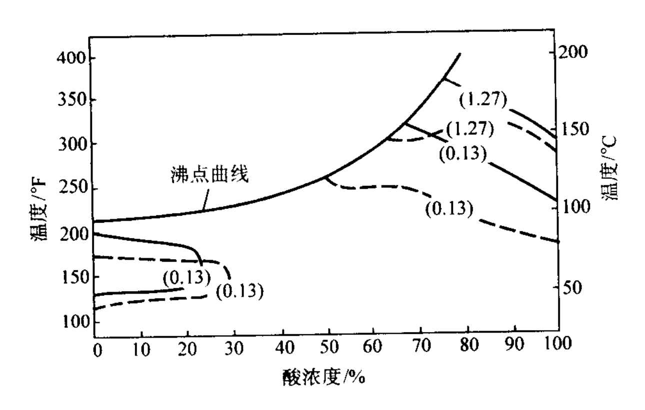


图 8.6-34　在含 $200\times10^{-6}Cl^-$ 的 H_2SO_4 中 00Mo28Ni68 合金的耐蚀性

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

—— H_2SO_4；------ $H_2SO_4+200\times10^{-6}Cl^-$

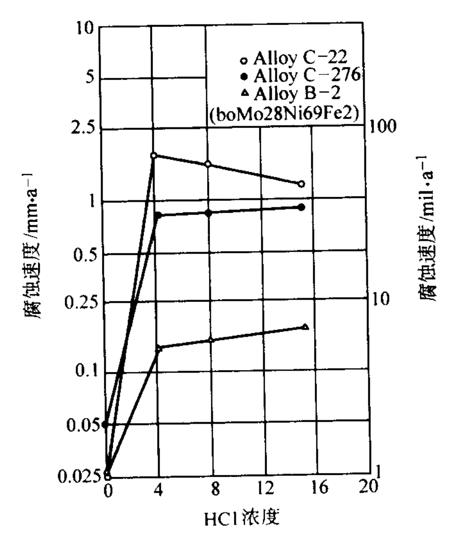


图 8.6-35　在 80℃，15% H_2SO_4 + HCl 混酸中 00Mo28Ni69Fe2 合金的耐蚀性

表 8.6-34　00Mo28Ni69Fe2 合金在 1% HI 中的 SCC①

合金类型	破断时间/h		
	177℃	204℃	232℃
00Mo28Ni69Fe2（B-2）	168、168、366②	48、168、168②	48、48、48②
Ni200	未裂	未裂	未裂
Ni68Cu28Fe（Monel400）	未裂	未裂	未裂
0Cr15Ni75Fe（Inconel600）	未裂	未裂	未裂

① 退火状态，两点弯曲试样，1 000 h 试验。
② 穿晶断裂。

3）焊接　此合金焊接性能良好，焊接方法与 0Mo28Ni65Fe5 合金相同。因合金的低碳、低硅含量，所以其焊后的耐晶间腐蚀、耐刀口腐蚀性能优于 0Mo28Ni65Fe 合金，焊后不需再经固溶处理。

3.2.5　物理性能

00Mo28Ni69Fe2 合金的物理性能汇总于表 8.6-35。

表 8.6-35　00Mo28Ni69Fe2 合金的物理性能

续表 8.6-35

物理性能	温度/℃	数　值
密度/g·cm⁻³	22	9.217
电阻率/μΩ·m	0	1.37
	100	1.38
	200	1.38
	300	1.39
	400	1.39
	500	1.41
	600	1.46
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	20～93	10.3
	20～204	10.8
	20～316	11.2
	20～427	11.5
	20～538	11.7
热导率/W·（m·K）⁻¹	0	11.1
	100	12.2
	200	13.4
	300	14.6
	400	16.0
	500	17.3
	600	18.7
比热容/J·（kg·K）⁻¹	0	373
	100	389
	200	406
	300	423
	400	431
	500	444
	600	456
动态弹性模量/GPa	室温	217
	316	202
	427	196
	538	189

3.2.6　应用

此合金的应用领域与 0Mo28Ni65Fe5 合金相同，主要用于耐盐酸、硫酸、磷酸、甲酸等的管道、容器及其衬里、泵和阀件等。对于选用焊接部件和设备，又不能施以固溶处理时，宜选用此合金而不选用 0Mo28Ni68Fe5 合金。

3.3　00Mo29Ni65FeCr（Hastelloy B-3）

3.3.1　化学成分和组织特点

合金的化学成分见表 8.6-6。此合金是 00Mo28Ni69Fe2 合金的改进型牌号，通过提高合金中的铁和铬含量，使之抑制有害的 Ni_4Mo 析出，使合金的脆化现象消失或者受到抑制。此合金在固溶状态的组织为奥氏体，在中温时效状态下，将有碳化物析出，与 00Mo28Ni69Fe5 合金比较，Ni_4Mo 的析出量很少。

3.3.2　室温力学性能

00Mo29Ni65FeCr 合金，固溶态的室温力学性能见表 8.6-36。冲击性能与时效温度、时间的关系如图 8.6-14 所示。

表 8.6-36　00Mo29Ni65FeCr 合金的室温力学性能

材　料	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ（50 mm）/%
3.2 mm 光亮退火板	室温	860	420	53.4
6.4 mm 固溶处理中板	室温	885	400	57.8



3.3.3　高温瞬时力学性能

合金的高温瞬时力学性能见表8.6-37。

表8.6-37　00Mo29Ni65FeCr合金的高温瞬时力学性能

材料类型	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ (50 mm) /%
3.2 mm光亮退火板	95	830	380	56.9
	205	760	325	59.7
	315	720	300	63.4
	425	705	290	62.0
	540	675	270	59.0
	650	715	315	55.8
6.4 mm固溶处理中板	95	845	375	58.2
	205	795	330	60.9
	315	765	305	61.6
	425	745	285	61.7
	540	730	275	61.7
	650	735	290	64.6

较B-2合金，时效脆化倾向明显降低。

3.3.4　耐蚀性

此合金的耐均匀腐蚀性能与HastelloyB-2合金相当，在一些特殊介质中的耐蚀性见表8.6-38。在这些介质中，此合金耐蚀性最好。

由于此合金的热稳定性较好，有害析出相减少，使其耐晶间腐蚀能力显著提高。同时合金的耐应力腐蚀性能远高于B-2合金，一些试验数据见表8.6-2～表8.6-4的4号、5号、6号合金的试验结果。

表8.6-38　00Mo29Ni65FeCr合金在沸腾酸中的耐蚀性

介质成分	平均腐蚀速度/mm·a⁻¹			
	B-3合金	B-2合金	Ni68Cu28Fe	0Cr17Ni14Mo2
50%醋酸	0.005	0.010	—	0.005
40%甲酸	0.013	0.018	0.053	1.014
50%～55%磷酸	0.076	0.152	0.114	0.457
50%硫酸	0.043	0.030	4.699	>500
20%盐酸	0.305	0.381	40.31	>500

3.3.5　热加工、冷加工、热处理和焊接性能

该合金的热加工、冷加工、热处理和焊接性能与00Mo28Ni69Fe2合金相同。

3.3.6　物理性能

合金的物理性能汇总于表8.6-39。

表8.6-39　00Mo29Ni65FeCr合金的物理性能

密度(20℃) /g·cm^{-3}	熔点范围 /℃	线胀系数 (25～100℃) /10^{-6}K^{-1}	电阻率(室温) /μΩ·m	弹性模量(室温) /GPa	热扩散系数 /m^2·s^{-1}
9.22	1 370～1 418	10.6	1.37	216	3.0×10^{-6}

3.3.7　应用

此合金适用于00Mo28Ni69Fe2合金的所有应用场合。由于合金的良好热稳定性，尤其适用于制造在焊接状态使用的设备和部件。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第 7 章　镍铬钼耐蚀合金

镍铬钼耐蚀合金中含有大量的 Cr、Mo 等合金元素，在恰当的配比情况下，此类合金具有单相面心立方结构（γ）。Ni-Cr-Mo 系耐蚀合金在广泛的腐蚀介质中具有优异耐蚀性，它既耐氧化性介质又耐还原性介质的腐蚀，特别是在含有 F^-、Cl^- 等离子的氧化性酸中，在含有氧和氧化剂的还原性酸中，在氧化性酸和还原性酸的混合介质中，在湿氯和含氯气的水溶液中，均具有其他耐蚀合金无法比拟的独特耐蚀性。合金的这种特点，使 Ni-Cu、Ni-Mo、Ni-Cr 合金不能应付的大量的腐蚀问题得到解决。随着化学加工工业新工艺的出现和新型催化剂的采用，工艺介质的腐蚀性更加苛刻，为适应这些工艺发展对耐蚀材料的需求，Ni-Cr-Mo 耐蚀合金往往成为被关注的焦点，并且因此而获得了更加广泛和深入的研究，成为一类发展最快的耐蚀合金，相继出现了极低碳、硅和低铁含量的热稳定性极好的 C-276、C-4 合金，高 Cr 型的 C-22、合金 59，含 Cu 的 Ni-Cr-Mo 合金等。这些各具独特性能的合金，为使用者提供了更多的选择。

1　Ni-Cr-Mo 三元相图和相

图 8.7-1 为 Ni-Cr-Mo 三元系统的 1 250℃和 850℃的等温截面。由图可知，在 Ni-Cr-Mo 系统中除基体组织 γ 相外，尚可能存在 δ、p、σ 相和 μ 相，这些相存在与否与合金的成分和受热历史相关，μ 相仅在较低的温度下存在。σ、p、μ 等密排的、硬而脆的富 Mo 的中间相的析出将使合金塑韧性降低、耐蚀性劣化。通常，变形的 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金均设计成单相奥氏体合金，即在使用状态下为面心立方晶体结构。为了避开或减少有害的中间相，在合金成分设计时要考虑主体合金元素的配比，以及其他合金元素对中间相析出行为的影响。Ni-Cr-Mo 三元相图 γ 相和多相区之间的边界可通过相计算近似求得。目前多利用计算合金的原子 d 轨道电子的平均能量（$\bar{M}_d$）的方法予以标识（在第 1 章 5.1 中已介绍）。根据 $\bar{M}_d$ 计算公式计算出的 $\bar{M}_d$ 超过使用温度函数公式 $\bar{M}_d=(6.25\times10^{-5}T)+0.834$ 所得出的值（式中 T 为开氏温度），将会有 σ 相析出。计算结果与实际试验结果表明，在 850℃两者相符，在 1 250℃差别较大，如图 8.7-2 和图 8.7-3 所示。尽管这种计算在某种条件下尚存在着误差，但对新的且具有良好奥氏体热稳定性合金的设计还是十分有价值的。

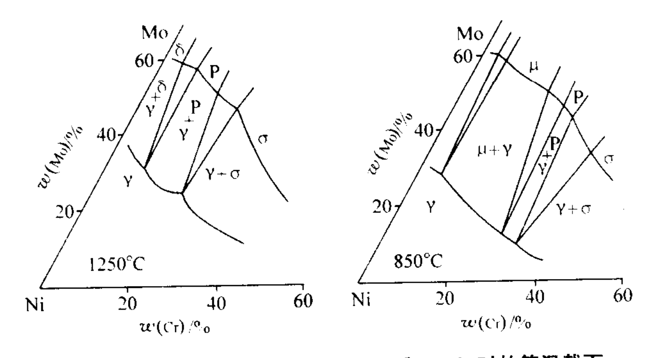


图 8.7-1　Ni-Cr-Mo 三元系在 1 250℃和 850℃时的等温截面
（根据 Raghavan 等，1984）

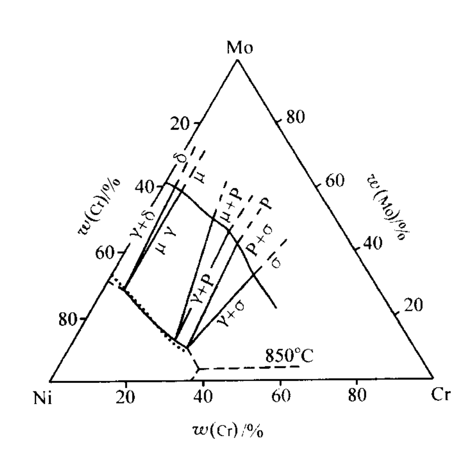


图 8.7-2　Ni-Cr-Mo 三元系 850℃等温截面（Raghaven 等，1984）
$\bar{M}_d=0.905$（850℃）（……表示）

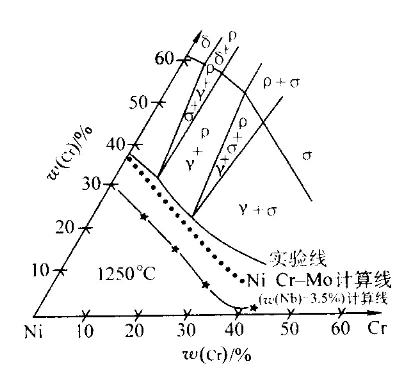


图 8.7-3　Ni-Cr-Mo 三元系 1 250℃等温度截面（Raghaven 等，1984）
$\bar{M}_d=0.929$（1 250℃）（……表示），
另一条线为添加 3.5% Nb 的计算结果
（Köhler 和 Heubner，1992）（—＊—表示）

2　Ni-Cr-Mo 耐蚀合金中的合金元素及其作用

2.1　Cr，Mo 的作用

在 Ni-Cr 合金中加入 Mo，研究 Mo 对 Ni-Cr 耐蚀合金耐蚀性的影响，一些试验结果见表 8.7-1 ~ 表 8.7-3 和图 8.7-4、图 8.7-5。随 Mo 含量的增加，Ni-Cr 合金在 H_2SO_4、HCl 酸、H_3PO_4 等还原性酸中以及在 HF 气体中的耐均匀腐蚀性能和在 $FeCl_3$ 溶液中的耐点蚀性能显著提高，但在强氧化性硝酸中的耐蚀性有所降低。图 8.7-6 及表 8.7-4 的结果表明，随 Ni-Mo 合金中铬含量的提高，合金在含 Cl^- 等氧化-还原介质中的耐蚀性提高并改善合金的高温抗氧化性能。Mo 对 Ni-Cr-Mo 合金模拟石油和天然气的 $Cl^-+H_2S+CO_2$ 环境中 SCC 的影响如图 8.7-7 所示。随温度的提高，为获得满意的耐 SCC 性能需要更高的钼含量。

表 8.7-1　钼对 Ni60Cr20 合金耐 H_2SO_4 腐蚀性能的影响

H_2SO_4 浓度/%	60	5	10	20	30	40
充空气情况	空气	未充	未充	未充	未充	未充
温度/℃	60	沸腾	沸腾	沸腾	沸腾	沸腾
试验时间/h	168	96	96	24	48	48

续表 8.7-1

合金成分（质量分数）/%				腐蚀速度/mm·a⁻¹					
Ni	Cr	Mo	Fe						
61	20	0.5	18.5	7.55①	2.025	—	65①	11.3①	137.75①
61	20	5	14	2.825	0.050	0.100	0.175	1.60	32.5
62	21	7	10	0.012 5	0.250	0.200	0.200	0.700	1.025
62	20	13	5	0.005 0	0.075 0	0.250	0.375	0.775	1.25
59	20	20.5	0.5	0.012 5	0.125	0.275	0.075	0.300	0.450

① 仅试验数小时。

表 8.7-2 钼对 Ni60Cr20 合金耐 HCl 酸、H_3PO_4 和 HNO_3 腐蚀性能的影响

酸浓度/%				HCl 酸		H_3PO_4		HNO_3	
				10	5	75	85	25	40
充空气情况				空气	未充	未充	未充	未充	未充
温度/℃				60	沸腾	沸腾	沸腾	沸腾	沸腾
试验时间/h				168	6	24	6	72	24
合金成分（质量分数）/%				腐蚀速度/mm·a⁻¹					
Ni	Cr	Mo	Fe						
61	20	0.5	18.5	2.925	78.750	73.00①	218.75①	0.050	0.082 5
61	20	5	14	6.325	39.250	0.375	17.075	无	0.030
62	21	7	10	3.475	36.500	1.500	47.500	0.007 5	0.055
62	20	13	5	2.235	6.950	1.350	25.625	0.092 5	0.25
59	20	20.5	0.5	0.005	1.125	0.375	7.50	0.160	0.325

① 仅试验数小时。

表 8.7-3 钼对 Ni62Cr20 合金耐 $FeCl_3$ 耐点蚀性能的影响

$FeCl_3$ 浓度/%				1	2	5	7	9	11	13	15
合金成分（质量分数）/%				每块试样上点蚀数							
Ni	Cr	Mo	Fe								
61	20	0.5	18.5	1	15	15	31	—	—	—	—
61	20	5	14.0	0	8	4	16	14	26	50	37
62	21	7	10	0	0	4	12	28	16	23	32
62	20	13	5	0	0	0	0	0	0	0	0
59	20	20.5	0.5	0	0	0	0	0	0	0	0

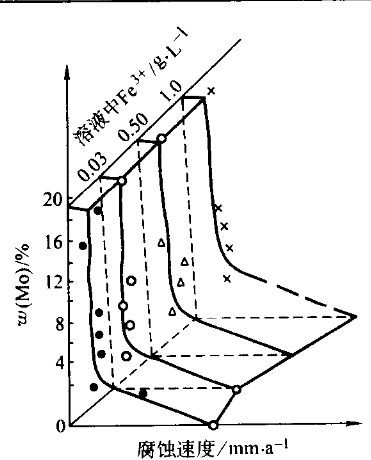


图 8.7-4 在 1% 稀沸腾 HCl 酸中，Mo 对 Ni-15% Cr 合金耐蚀性的影响

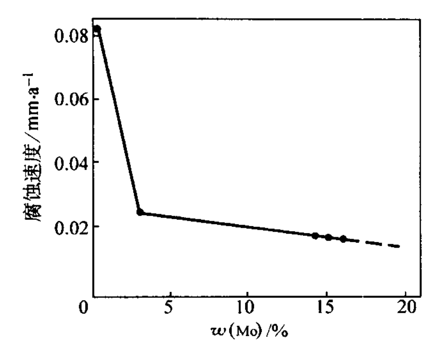


图 8.7-5 在 550℃高温 HF 气中，Mo 对 Ni-15% Cr 合金耐蚀性的影响

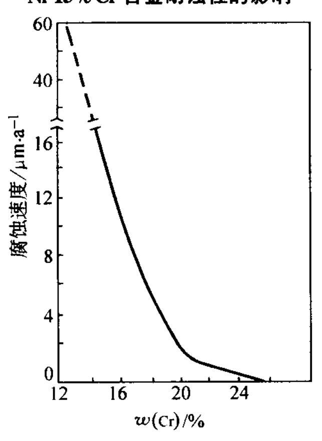


图 8.7-6 在实际介质中，Cr 对 Ni-18% Mo 合金耐蚀性的影响

介质（g/L）：Cl^- 50～55，Ni45～50，Cu0.7～1.0，Fe0.3～0.4，Co0.05～0.1，SO_4^{2-} 150，H_3BO_4 2～4，pH1.5～2，温度 80～85℃

表 8.7-4 铬对镍钼合金抗氧化性的影响

合金主要成分	增重/mg·cm⁻²	氧化膜性能
3Cr-20Mo-77Ni	5.2	在冷却过程中剥落
5Cr-20Mo-75Ni	1.5	在冷却过程中剥落
7Cr-20Mo-73Ni	0.2	在冷却过程中未剥落
10Cr-20Mo-70Ni	0.1	在冷却过程中未剥落

注：试验温度 815℃，时间 168 h。

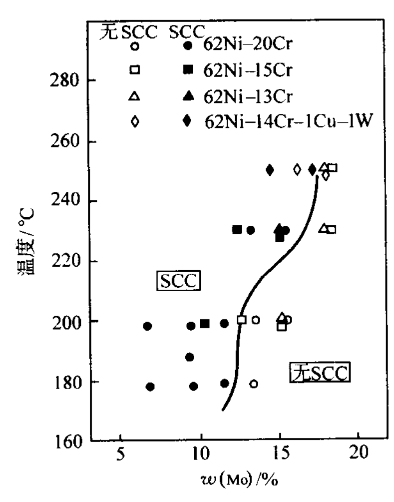


图 8.7-7 Mo 含量对 Ni-Cr-Mo 合金在 20% NaCl + 0.5% CH_3COOH + 10 atm H_2S + 10 atm CO_2 + 1 g/L S_8 中耐 SCC 性能的影响



2.2 Fe对Ni-16Cr-16Mo-4W合金耐蚀性的影响

在沸腾50% H_2SO_4 + 42 g/ L $Fe_2(SO_4)_3$ 和40%HF酸介质中，评价Fe对Ni-16Cr-16Mo-4W合金耐蚀性的影响结果见表8.7-5。在沸腾50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中，Fe对00Cr16Ni60Mo16W4合金在固溶状态下的耐蚀性无明显影响，对敏化态合金的耐蚀性却十分有害，随铁含量的增加，腐蚀速度急剧增加，晶间腐蚀也愈加严重。铁的有害性在于它促进了有害的金属间相——μ和p的析出，引起Mo和W的贫化。在沸腾40%HF酸中，Fe含量 w（Fe）在0.24%~8.3%范围内，无论是固溶态还是敏化态，均未产生明显影响。

表8.7-5 铁对含质量分数为0.5%Cu的00Cr16Ni60Mo16W4合金耐蚀性的影响

序号	w（Fe）/%	腐蚀率/g·(m²·h)⁻¹					
		沸腾50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$			沸腾40%HF酸		
		1 210℃固溶	固溶+760℃敏化	固溶+870℃敏化	1 210℃固溶	固溶+760℃敏化	固溶+870℃敏化
1[①]	8.30	8.50	46.61	65.09	28.36	54.9	89.19
2	8.40	8.93	53.82	55.42	0.461	0.478	0.532
3	4.56	8.40	33.14	19.04	0.741	0.598	0.526
4	2.54	8.17	21.14	10.77	0.488	0.541	0.551
5	0.24	6.86	12.86	9.31	0.341	0.457	0.445

① 1号合金不含Cu。

在高温HF气体中，合金中的铁含量在 w（Fe）≤6%的范围内，对Ni-Cr-Mo合金的耐蚀性未构成影响，如图8.7-8所示。

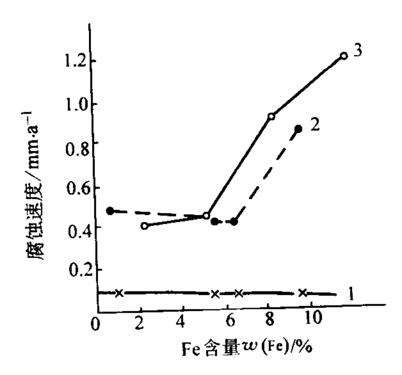


图8.7-8 在高温HF气体中，镍-铬-钼合金中Fe含量对其耐蚀性的影响

1—500℃HF，Ni-16Cr-16Mo-4W变形合金；
2—600℃HF，Ni-16Cr-16Mo-4W变形合金；
3—660℃HF，Ni-16Cr-16Mo铸造合金

2.3 Cu对00Cr16Ni60Mo16合金耐蚀性的影响

Cu对固溶态和敏化态00Cr16Ni60Mo16合金耐蚀性的影响如图8.7-9~图8.7-11所示。在沸腾40%HF酸中，质量分数为0.1%Cu可使合金的腐蚀速度明显下降，与不含Cu的合金相比，其腐蚀率下降近2个数量级，合金由不耐蚀转变为耐蚀，当铜含量 w（Cu）达0.5%时，此时合金的耐蚀处于稳定阶段，继续提高铜含量已无明显效果。

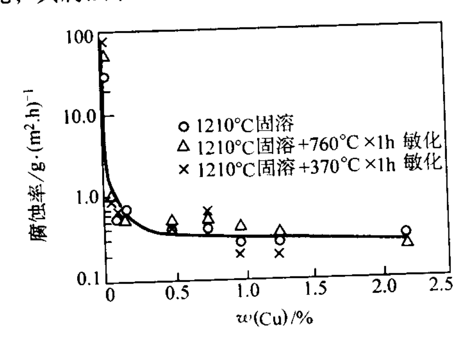


图8.7-9 Cu对Ni-18Cr-16Mo合金在沸腾40%HF酸中耐蚀性的影响

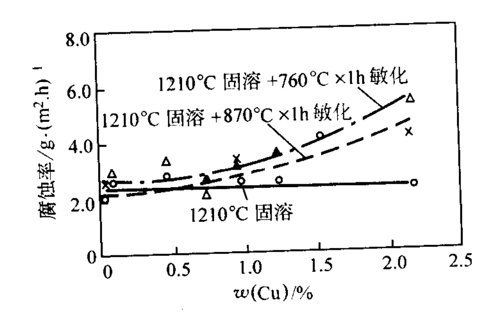


图8.7-10 Cu对Ni-18Cr-16Mo合金在沸腾50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中耐蚀性的影响

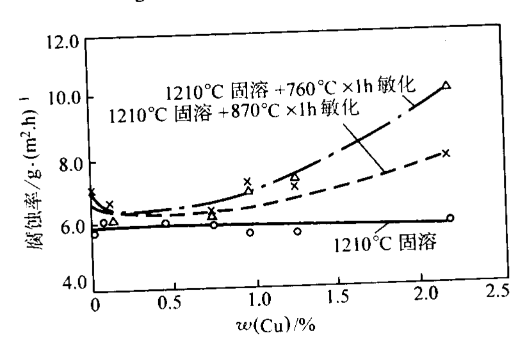


图8.7-11 在沸腾10%HCl酸中，Cu对Ni-18Cr-16Mo合金耐蚀性的影响

在沸腾50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中，在固溶状态下，Cu对合金的耐蚀性未产生影响，在760℃和870℃两种敏化状态下，铜含量 w（Cu）≤0.7%时对合金的耐蚀性无明显影响，而当铜含量超过此限时，合金对晶间腐蚀变得敏感，并随铜含量的增加其敏感程度加重。

在沸腾10%HCl酸中的试验结果表明，Cu的影响规律与在50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中相同。

在沸腾40%HF酸中，Cu的良好作用可归因于Cu对Ni-16Cr-16Mo合金电化学行为的良好影响和形成了富Cu膜（图8.7-12~图8.7-14）。

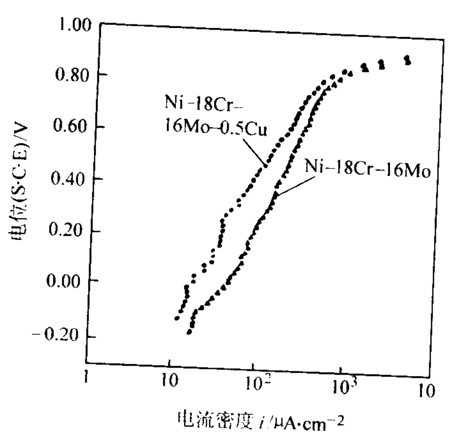
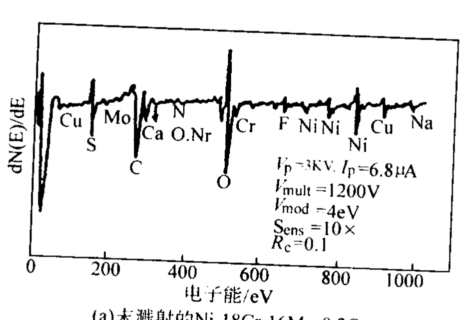
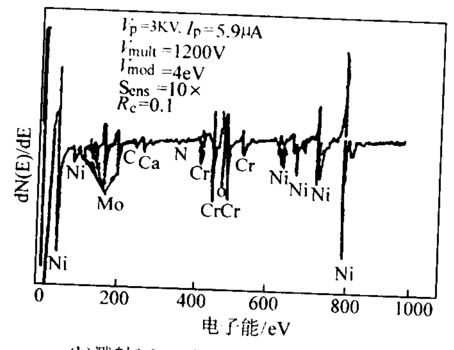


图 8.7-12 Cu（质量分数）对 Ni-Cr-Mo 合金在 25℃ 1 mol/L HF 酸中阳极极化行为的影响



(a)未溅射的Ni-18Cr-16Mo-0.2Cu合金的表面成分的有俄歇谱线



(b)溅射0.5min的Ni-18Cr-16Mo-0.2Cu合金的表面成分的俄歇谱线

图 8.7-13 沸腾 40% HF 酸腐蚀 4 h 合金表面膜成分的俄歇分析结果

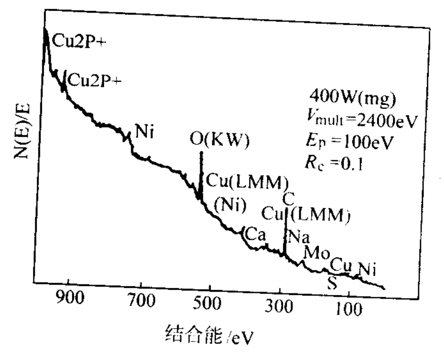


图 8.7-14 未经溅射的 Ni-18Cr-16Mo-0.2Cu 合金表面成分的 X－射线光电子能谱谱线

3 镍铬钼耐蚀合金的组织、性能和应用

Ni-Cr-Mo 耐蚀合金既耐还原性介质腐蚀又耐氧化性介质的腐蚀，特别是在氧化-还原介质中具有优异的耐蚀性，使它在化学加工等强烈腐蚀环境中得到广泛应用，成为不可取代的适用材料。1930 年诞生的 0Cr16Ni60Mo16W4 合金，直到 20 世纪 60 年代仍然是应用最广泛的用来处理严苛腐蚀条件的唯一商业合金。随着化学加工业的发展，为适应新的需求，相继发展了不同钼含量的 Ni-Cr-Mo 系耐蚀合金。按合金中的钼含量 w（Mo）可区分为低钼型（2% ~ 3% Mo）、中钼型（9% ~ 13% Mo）和高钼型（16% Mo）。在过去的 40 多年中，高钼型 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金发展最快，由于原始合金 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C 合金）在使用过程中出现晶间腐蚀问题以及新的应用领域对合金性能提出新的要求，极大地促进了合金的发展，至目前已发展了 7 代合金，这些合金的发展历程和特点汇总于表 8.7-6。这些合金各具特性，对合金的选择提供了更宽范围。

关于 Ni-16Cr-16Mo-4W 合金的发展起因和新合金的主要特征再作如下概要介绍。

1）00Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C-276）（1965 年至今） 为解决原始 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的晶间腐蚀问题，将合金中的碳和硅分别降到质量分数为 50×10^{-6} 和 400×10^{-6} 的极低水平，避免了焊接热影响区的晶间连续晶界沉淀相，使焊后合金在焊接状态下未遭到晶间腐蚀。但在一定工艺条件下，合金的热稳定性尚不尽人意，在某些化学加工工业介质中，敏化的显微组织亦存在着严重的晶间腐蚀，为此需开发热稳定性更好的合金。

2）00Cr16Ni60Mo16（Hastelloy C-4）（1970 年至今） 基于对 Ni-Cr-Mo 合金敏化结构的研究，查明危害最严重的是

表 8.7-6 Ni-16Cr-16Mo-4W 合金的发展历程

合 金 名 称	引入年代	开发要点	性 能 特 点
0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）	20 世纪 30 年代	高 Cr、Mo 组合	耐氧化-还原介质腐蚀
00Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C-276）	20 世纪 60 年代	降 C、降 Si	耐敏化态晶间腐蚀得以改善
00Cr16Ni65Mo16Ti（Hastelloy C-4）	20 世纪 70 年代	降 C、Si、Fe，去除 W 加 Ti	提高合金的热稳定性，改善耐晶间腐蚀性能
00Cr16Ni63Mo16Cu（NS-35）	20 世纪 80 年代初	降 C、Fe，去除 W 加 Cu	改善 Ni-Cr-Mo 合金的耐 HF 酸腐蚀性能
00Cr22Ni60Mo13W3（Hastelloy C-22）	20 世纪 80 年代中期	提高 C-276 合金中的 Cr，稍降低 Mo 和 W	改进 C-4 和 C-276 合金在强氧化介质中的耐蚀性
00Cr23Ni59Mo16（Alloy 59）	20 世纪 90 年代初	提高 C-4 合金中的 Cr，将 Fe 降至最低	改善耐氧化性介质腐蚀能力，具有极高的热稳定性





续表 8.7-6

合金名称	引入年代	开发要点	性能特点
00Cr21Ni58Mo16W4 (Inconel 686)	20 世纪 90 年代初	提高 C-276 合金中的 Cr	提高 C-276 合金的耐点蚀、耐缝隙腐蚀性能，具有高的组织热稳定性
00Cr23Ni57Mo16Cu2 (Hastelloy C-2000)	20 世纪 90 年代中期	提高 C-4 合金中的 Cr 并加入 Cu	提高合金耐氧化和还原性介质的腐蚀能力

金属间相 μ 相的析出，其析出温度范围为 550 ~ 1 090℃，μ 相的化学式为 $(Ni, Fe, Co)_3(W, Mo, Cr)_2$，属拓朴密排相，此相的析出严重危害合金的塑性和耐晶间腐蚀性能。根据高镍合金组织热稳定性的电子空位浓度理论，对 C-276 合金进行改进，降低合金中的 Fe 和去除 W 是改进这种性能的关键，于是在 20 世纪 70 年代中期诞生了 C-4 合金。此合金在敏化温度范围内长时间敏化的条件下，确实消除或极大地减少了 μ 相的析出，改善了此类合金的耐晶间腐蚀性能。C-4 合金在大多数介质条件下具有与 C 和 C-276 合金相同的耐均匀腐蚀性能，但是在强还原性介质中，例如在盐酸中，其耐蚀性不如 C-276 合金，在强氧化性介质中却优于 C-276 合金。此外，由于它不含 W，合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能低于 C-276 合金。

3）00Cr22Ni60Mo13W3（Hastelloy C-22）(1982 年至今)　为了改善 C-276 合金在强氧化性介质中的耐蚀性和提高C-276 合金耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，将合金的铬含量 *w*（Cr）提高到 21%，并降低钼含量和钨含量，诞生了 C-22 合金，该合金在氧化介质中的耐蚀性提高，但耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能未见明显改善。

4）00Cr23Ni59Mo16（Alloy59）（1990 年至今）　20 世纪 80 年代，德国 VDM 公司开发成功合金 59，此合金是铬含量最高、不含 W，铁含量极低的高纯 Ni-Cr-Mo 合金。合金 59 具有极高的组织热稳定性。此合金的发展依据是电子空位浓度理论，理论计算和实际结果完全一致，并与目前由 Marinaga 提出的更加现代和精密的新的相计算方法——合金的原子 d 轨道电子的平均能量法的结果相吻合。合金 59 是目前综合耐蚀性最好的 Ni-Cr-Mo 合金。

5）00Cr21Ni58Mo16W4（Inconel 686）(1993 年至今)　00Cr21Ni56Mo16W4 合金是将铬含量 *w*（Cr）提高至 21% 的 C-276 合金，并同时将铁含量 *w*（Fe）降至 2% 以下，以提高合金的组织热稳定性，尽管如此，它的热稳定性仍不如合金 59。为了保持合金的奥氏体组织，需在 1 200℃ 进行固溶、快冷，在一些严苛的腐蚀介质中其耐蚀性优于其他 Ni-Cr-Mo-W 合金，但稍低于合金 59。

6）含铜 Ni-Cr-Mo 和 Ni-Cr-Mo-W 合金（Hastelloy C-2000）　NS-35 合金是 1986 年中国的一种专利牌号，它是一种含微量 Cu 的 Ni-16Cr-16Mo 合金。其突出特点是，在沸腾 40% HF 酸中的腐蚀速度低于 0.5 mm/a，较传统的 Ni-Cr-Mo-W 合金低两个数量级，已成功用于 HF 酸的生产装置。

C-2000 合金是 1995 年研制成功的最新型 Ni-Cr-Mo 合金，其与合金 59 的区别在于添加了质量分数为 1.6% 的 Cu。合金的高铬含量和 Mo、Cu 复合作用，使其具有更加优异的耐氧化-还原性复合介质的腐蚀，在目前的所有高 Mo 镍铬钼耐蚀合金中是耐硫酸腐蚀最好的合金。

Ni-Cr-Mo-W 耐蚀合金的发展，形成各具特色的一系列新牌号，原始的 0Cr16Ni60Mo16W4 合金（Hastelloy C）除作为铸件还在使用外，已处于淘汰状态。下面将按合金牌号介绍它们的性能，为系统起见，仍将 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）列入其中。常用 Ni-Cr-Mo-W 耐蚀合金的化学成分汇总于表 8.7-7 中。

表 8.7-7　常用 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金的化学成分（质量分数）　%

合金名称	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	W	Fe	Al	Ti	Nb	Cu	V
0Cr16Ni60Mo16W4 (Hastelloy C)	≤0.08	≤1.0	≤1.0	≤0.04	≤0.03	基	14.5 ~ 16.5	15.0 ~ 17.0	3.0 ~ 4.5	4.0 ~ 7.0	—	—	—	—	≤0.35
00Cr16Ni60Mo16W4 (Hastelloy C-276)	≤0.02	≤0.08	≤1.0	≤0.04	≤0.03	基	1.45 ~ 16.5	15.0 ~ 17.0	3.0 ~ 4.5	4.0 ~ 7.0	—	—	—	—	≤0.35
00Cr16Ni65Mo16 (Hastelloy C-4)	≤0.015	≤0.08	≤1.0	≤0.04	≤0.03	基	14.0 ~ 18.0	14.0 ~ 17.0	—	≤3.0	—	≤0.7	—	—	—
00Cr22Ni60Mo13W3 (Hastelloy C-22)	≤0.015	≤0.08	≤0.5	≤0.04	≤0.02	基	20.0 ~ 22.5	12.5 ~ 14.5	2.5 ~ 3.5	2.0 ~ 6.0	—	—	—	—	≤0.35
00Cr23Ni59Mo16 (Alloy 59)	≤0.010	≤0.10	≤0.5	≤0.04	≤0.02	基	22.0 ~ 24.0	15.0 ~ 16.5	—	≤1.5	0.1 ~ 0.4	—	—	—	—
00Cr21Ni58Mo16W4 (Inconel686)	≤0.010	≤0.08	≤0.75	≤0.04	≤0.02	基	19.0 ~ 23.0	15.0 ~ 17.0	3.0 ~ 4.4	≤1.0	—	0.02 ~ 0.25	—	—	
00Cr23Ni57Mo16Cu2 (Hastelloy C-2000)	≤0.010	≤0.08	≤0.5	≤0.04	≤0.02	基	22.0 ~ 24.0	15.0 ~ 17.0	—	≤3.0	≤0.5	—	—	1.3 ~ 1.9	
00Cr16Ni75Mo2Ti	≤0.03	≤1.0	≤1.0	≤0.03	≤0.02	基	14.0 ~ 17.0	2.0 ~ 3.0	—	≤8.0	—		—	—	
1Cr22Ni60Mo9Nb4 (Inconel 625)	≤0.10	≤0.5	≤0.5	≤0.015	≤0.015	≥58	20.0 ~ 23.0	8.0 ~ 10.0	—	≤5.0	≤0.4	≤0.4	3.5 ~ 4.15	—	



3.1 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）

3.1.1 化学成分、组织结构和性能特点

此合金的化学成分见表 8.7-7。根据 Ni-Cr-Mo 三元相图可知，只有在 1 150℃时才具有均匀的单相奥氏体组织，仅在≥1 150℃的温度固溶处理并快速冷却，此合金才能保持单相奥氏体组织。当低于此温度处理或缓慢冷却时，合金将由 γ+p 相构成。700～1 050℃敏化，合金的组织为 γ+μ+碳化物，这些沉淀相有害于合金的耐蚀性和塑性。

此合金在湿氯、各种氧化性氯化物（氯化铁、氯化铜、氯化汞等）、盐酸盐溶液（氯化钙、氯化镁、氯化铅等）、硫酸与氧化性盐类混合物、亚硫酸、沸腾温度的各种浓度有机酸中具有优异的耐蚀性，以及在氯化物溶液和海水中具有极其优良的耐点蚀和缝隙腐蚀能力。在湿氯中是唯一的耐蚀金属材料。此合金的不足是敏化态有晶间腐蚀现象。

3.1.2 力学性能

0Cr16Ni60Mo16W4 合金的室温和高温瞬时力学性能见表 8.7-8。

表 8.7-8 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的室温和高温瞬时力学性能

试样状态	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
锻材，1 200℃水冷	室温	900	—	43.4	52.9
0.5 mm 带材，1 200℃水冷后经 5%～10%平整	室温	1 076～1 167	696～735	33～38	—
锻材，1 200℃水冷	550	743	—	59.2	57.8
锻材，1 200℃水冷	650	654	—	53.0	44.5
锻材，1 200℃水冷	900	313	—	80.2	55.4
锻材，1 200℃水冷	1 000	178	—	53.2	52.3
锻材，1 200℃水冷	1 050	—	—	54.9	57.3
锻材，1 200℃水冷	1 100	89.2	—	71.9	56.3
锻材，1 200℃水冷	1 150	—	—	66.6	53.5
锻材，1 200℃水冷	1 200	47.1	—	86.6	57.0

3.1.3 耐蚀性

（1）均匀腐蚀

1）海水 0Cr16Ni60Mo16W4 合金浸入海水中，经 10 年的试验结果表明，其腐蚀速度≤0.025 mm/a，而且无点蚀产生。

2）硫酸 在硫酸中，此合金在室温下各种浓度的 H_2SO_4 中，耐蚀性良好，其腐蚀速度<0.025 mm/a，而且充入空气对其耐蚀性不产生影响。图 8.7-15 为 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 H_2SO_4 中的试验结果，在 70℃以下的任何浓度 H_2SO_4 中，合金具有良好的耐蚀性，在发烟硫酸中合金的耐蚀性结果见表 8.7-9。

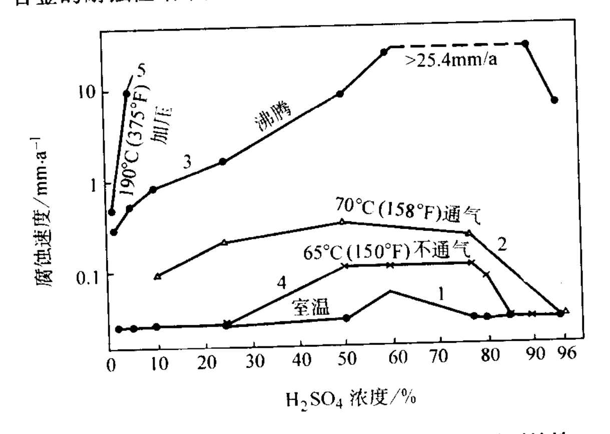


图 8.7-15 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 H_2SO_4 中的耐蚀性

3）盐酸 在盐酸中，0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性能虽然不如 Ni-Mo 合金，但在各种浓度的室温盐酸中，其腐蚀速度≤0.5 mm/a，当盐酸中充入空气时，只在室温以上，合金的耐蚀性才稍有降低。0Cr16Ni60Mo16W4 合金对介质中的氧的敏感性远远低于 Ni-Mo 合金，当酸中有 $FeCl_3$、$CuCl_2$ 等氧化性盐时，此合金的耐均匀腐蚀性能才稍许降低。一些试验数据见图 8.7-16 和表 8.7-10。此合金在 50℃以下≤37%的 HCl 酸中是耐蚀的。

表 8.7-9 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在发烟 H_2SO_4 中的耐蚀性

介质		腐蚀速度/mm·a⁻¹		
		室温	170～310℃	沸腾温度
99% H_2SO_4	液相	0.013	0.725	2.025
	气相	—	—	5.80
75% H_2SO_4 + 25% SO_3，	液相	0.007 5	0.650	1.80
	气相	—	—	1.25

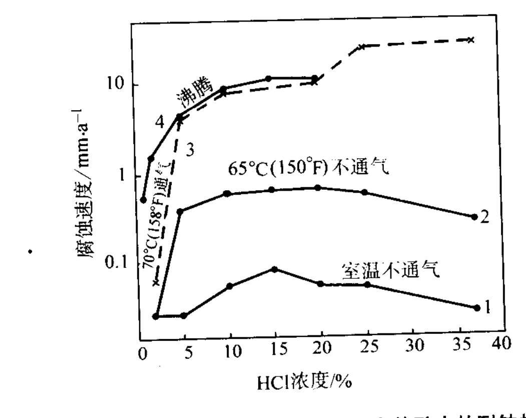


图 8.7-16 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在盐酸中的耐蚀性

4）氢氟酸 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 HF 酸中，随温度升高，其耐蚀性下降。HF 酸的恒沸点浓度约为 36%，沸点为 112℃。更高浓度的 HF 酸只有通过无水 HF 溶于水才能获得。表 8.7-11 是 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在不同浓度、温度和不同试验条件下的结果。在室温 HF 酸中，此合金的腐蚀速度不超过 0.25 mm/a，随温度升高和充入空气 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的腐蚀速度有所增加。



表 8.7-10　在不同气氛下的盐酸中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

HCl 酸浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
		在 N_2 气氛下	在 20% O_2 + 80% N_2 气氛下
10	70	—	2.85
10	100	5.700	7.32
10	135	—	725.00
25	70	1.00	2.275
25	100	15.30	11.225
25	135	—	725.00
37	70	1.575	4.62
37	100	725.00	3.47
37	135	—	9.72

注：密封在玻璃管中，试验 24 h。

表 8.7-11　0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 HF 酸中的耐蚀性

HF 酸浓度/%	温度/℃	试验时间/d	腐蚀率/mm·a⁻¹	其他试验条件
5	室温	1	0.025	
25	室温	1	0.125	
45	室温	1	0.150	
40	室温	—	0.075	试样侵入开口容器内
40	55		0.250	
38	110	2	1.975	试样侵入开口容器内
50	60	35	0.725（液相） 0.600（气相）	试样 $\frac{2}{3}$ 侵入密闭石墨容器内，有一些空气气相中充氮
50	沸腾	4	1.675（液相） 4.100（气相）	气相中用 1% O_2 + 99% N_2 净化
60	室温	—	0.090	试样侵入开口容器内
60	沸腾	4	0.425（液相） 0.375（气相）	气相中充氮
65	60	35	0.190（液相） 0.240（气相）	
98	38		0.025	试样 $\frac{2}{3}$ 侵入密闭石墨容器内，有一些空气

5）磷酸　磷酸的腐蚀性与磷酸的制取方法密切相关，确切地说是和磷酸的杂质相关。通常湿法磷酸较火法磷酸具有更强的腐蚀性，其原因是湿法磷酸含有游离的 F^-、Cl^- 离子和 SO_4^{2-}。图 8.7-17 和表 8.7-12 给出了 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在各种 H_3PO_4 中的耐蚀性。结果表明，除高温 H_3PO_4 外此合金具有良好的耐蚀性。在沸腾温度下的 55% H_3PO_4 + 0.8%HF 酸条件下，0Cr16Ni60Mo16W4 合金的腐蚀速度不超过 0.75 mm/a。在湿法磷酸中，此合金具有极佳的耐蚀性（表 8.7-13）。

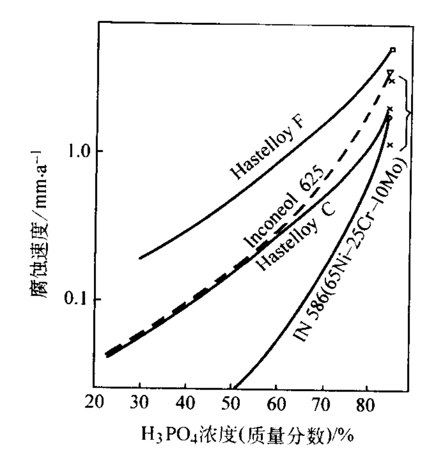


图 8.7-17　0Cr16Ni60Mo16W4 合金和其他镍铬钼耐蚀合金在试剂型 H_3PO_4 中沸腾温度下的腐蚀速度

Hastelloy C 0Cr16Ni60Mo16W4；
Hastello 625 1Cr22Ni62Mo9Nb；
Hastelloy F 0Cr22Ni47Mo7FeNb

6）硝酸　0Cr16Ni60Mo16W4 合金在硝酸中的耐蚀性如图 8.7-18 所示。在所有浓度的室温硝酸或低浓度高温硝酸中，此合金具有适用的耐蚀性。但因此合金价格较不锈钢昂贵，一般不宜选用，除非同时需解决不锈钢不能解决的腐蚀问题时才考虑。

7）含 HNO_3 的混酸　HNO_3 + HF 酸混酸是冶金酸洗工艺和核燃料后处理工艺常使用的溶液，随介质中 HNO_3 浓度的增加和温度的提高，合金的腐蚀速度随之提高，见表 8.7-14。在 HNO_3 + HCl 混酸中的腐蚀试验结果见表 8.7-15，这种介质腐蚀性极强，尽管此合金在室温王水中（HCl : HNO_3 = 3:1）具有好的耐蚀性，但在高温介质中不具备满意的耐蚀性。

表 8.7-12　0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 H_3PO_4 中的耐蚀性

10%①	30%①	50%①	75%②					85%③		
190℃			78℃	85℃	90℃	95℃	105℃	55℃	100℃	160℃
1.00	3.50	7.50	0.022 5	0.030 0	0.032 5	0.055	1.150	<0.002 5	0.042 5	1.125

① 在试剂型 H_3PO_4 中。
② 在湿法 H_3PO_4 中。
③ 在纯 H_3PO_4 中。

表 8.7-13　0Cr16Ni60Mo16W4 合金在含 F^- 的 H_3PO_4 和湿法 H_3PO_4 中的腐蚀试验结果

介　质	腐蚀速度/mm·a⁻¹
55% H_3PO_4 + 0.8% HF 酸，沸腾温度	0.725
蒸发器液相中：53% H_3PO_4 + 1% ~ 2% H_2SO_4 + 1.5%氟化物，120℃	0.012 5
过滤补给箱中：36% H_3PO_4 + 2.9% H_2SO_4 + 350 × 10^{-6} Cl^- + 痕量 HF 酸，76 ~ 84℃	0.120
蒸发器中：55% H_3PO_4 + 少量 H_2SiF_6 + 其他氟化物，79 ~ 85℃	0.067 5
39% H_3PO_4 + 2% H_2SO_4 + 少量 H_2SiF_6 和 HF 酸，76 ~ 85℃	0.082 5

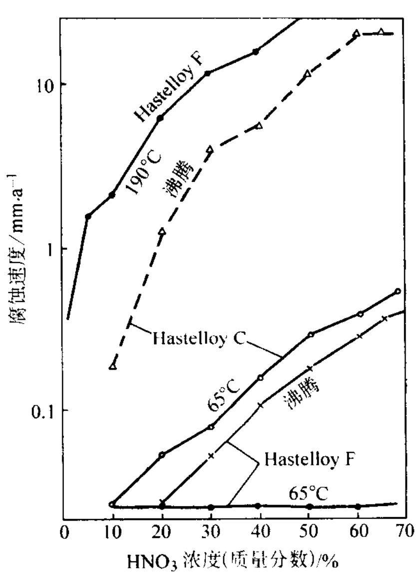


图 8.7-18 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在 HNO_3 中的耐蚀性

表 8.7-14 在 HNO_3 + HF 酸混酸中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

试验条件	腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$
8% HNO_3 + 2% HF，室温下，酸洗槽中，45 h	0.350
15% HNO_3 + 2% HF，30～57℃，酸洗槽中，4 d	3.075
15%～20% HNO_3 + 2%～3% HF，10～32℃，43 h	12.275
15% HNO_3 + 3% HF，沸腾条件下，48 h	11.70
39% HNO_3 + 3.5% HF，63℃时	82.20
81℃时	345.00
50% HNO_3 + 14% HF，10～32℃，72 h	27.50

表 8.7-15 在 HNO_3 + HCl 混酸中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

介质	温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
13.3% HNO_3 + 11.8% HCl	71	1.125
13.5% HNO_3 + 11.8% HCl	88	12.6
17.25HNO_3 + 15.2% HCl	71	12.9
17.2% HNO_3 + 15.2% HCl	88	>25.0

8）铬酸　铬酸是一种强氧化性酸，但其离子化倾向并不大，因此 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在中等温度任何浓度的铬酸中具有极好的耐蚀性（表 8.7-16）。

表 8.7-16 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在铬酸中的耐蚀性

酸浓度 (CrO_2) /%	温度 /℃	腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$	酸浓度 (CrO_2) /%	温度 /℃	腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$
2	室温	无	10	沸腾	0.425
2	66	无	20	室温	0.002 5
2	沸腾	0.050	20	66	0.125
10	室温	无	20	沸腾	1.45
10	66	0.050			

9）有机酸及其混合物　表 8.7-17～表 8.7-22 给出了 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在甲酸、醋酸等有机酸及其混合物中的耐蚀性，这些数据表明，在不同试验条件下，此合金具有非常好或较好的耐蚀性。

10）卤素气体　0Cr16Ni60Mo16W4 合金耐除氟外的干氯、溴、碘的腐蚀，当有水分存在时，将加速合金的腐蚀，例如在湿氯中仅能用于温度≤40℃的环境，一些试验数据见表 8.7-23 和表 8.7-24，可见，在大多数条件下，Ni-Cr-Mo 合金具有优异的耐蚀性，耐干、湿氯的腐蚀是高 Mo 含量 Ni-Cr-Mo-W 合金的一个重要特征。

表 8.7-17 0Cr16Ni60Mo16W4 合金在沸腾甲酸中的耐蚀性

甲酸浓度/%	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
	0Cr16Ni60Mo16W4	0Cr22Ni46Mo7Fe20	0Cr18Ni12Mo2
10%，未充空气，液相中	—	—	0.025～0.475
50%，未充空气，液相中	—	—	0.025～0.05
气相中	—	—	0.750
50%，充空气，液相中	0.125	0.025	0.025
气相中	0.050	0.300	0.025～1.425
90% 未充空气，液相中	0.050	0.025～0.300	0.025～1.375
气相中	—	0.225	0.125
90% 充空气，液相中	0.175	0.850	0.025
气相中	0.025	0.300	1.00

表 8.7-18 在未充空气的醋酸中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

酸浓度/%	温度/℃	腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$	酸浓度/%	温度/℃	腐蚀速度 /$mm \cdot a^{-1}$
10	室温	0.005	50	沸腾	0.002 5
10	65	0.005	99	室温	0.005
10	沸腾	0.010	99	65	0.002 5
50	室温	0.002 5	99	沸腾	0.002 5
50	65	0.002 5			

11）HF 气体　0Cr16Ni60Mo16W4 合金耐高温 HF 气体腐蚀性能优良，可在≤750℃的 HF 气体中使用，其耐蚀性的变化对氧的存在不敏感，一些试验结果如图 8.7-19、图 8.7-20 所示。

（2）晶间腐蚀

0Cr16Ni60Mo16W4 合金经焊接或 600～1 150℃敏化处理，在盐酸、铬酸、碳酸中等一些介质中会产生晶间腐蚀。图 8.7-21 为在沸腾 10% HCl 酸中的试验结果，由图可知，此合金的敏化温度区间很宽，在此区间加热，此合金不仅产生晶间腐蚀，耐蚀性下降，而且还伴随着韧性下降，存在着严重的脆化倾向，试验表明，腐蚀介质不同，其敏化温度亦有所差异。



表 8.7-19　在沸腾有机酸和一些混合物中 0Cr16Ni60Mo16W4 等合金的耐蚀性

腐 蚀 介 质	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
	0Cr16Ni60Mo16W4	1Cr22Ni60Mo9Nb4AlTi	0Cr7Ni70Mo16
冰醋酸	0.022 5	<0.025	<0.100
冰醋酸与醋酐混合 1:1	0.250	0.050	1.062
10%醋酸+10%甲酸	0.050	<0.025	<0.025
5%甲酸	0.075	0.025	0.200
已酸（$C_5H_{11}\cdot COOH$）混合物（75%已酸+11%丁醇+10%醋酸+0.3% H_2SO_4+4%水）	0.275	—	8.35

表 8.7-20　在工厂条件下，含醋酸的混合物中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

腐 蚀 介 质	温度/℃	试验时间/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
80%醋酸+2%～3%甲酸+3.5%丙酸+少量 H_2O，在蒸馏罐中	90	1 126	0.100
20%醋酸+50%乙醛+H_2O，在蒸馏槽中	100	112	0.017 5
86%～91%醋酸，8.5%水杨酸，在蒸馏罐气相中	127	37	0.002 0
75%醋酸+20%高沸化合物+5% H_2O，在蒸馏罐中	126	216	0.007 5
58%醋酸+28%丙酸+75%异丁酸+7.5%正丁酸	130	21	0.200

表 8.7-21　在其他有机酸和混合物中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

腐 蚀 介 质	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
66%丙酸+17%异丁酸+17%正丁酸，在蒸馏釜中	150	21	0.007 5
28%～58%粗柠檬酸，在真空浓缩器中	54	5	0.112 5
30%～60%乳酸，在真空浓缩器中	46	42	0.000 7
粗酞酐和 $(CHCO)_2O$ 的混合物，在蒸馏罐中	204～285	45	0.002 5
20%甲醛+10%～15%甲醇+0.1%甲酸，在蒸馏罐中	135	71	<0.050

表 8.7-22　在氯醋酸（$ClCH_2CO_2H$）中 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

腐 蚀 介 质	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
100%熔融氯化醋酸中	70	2.7	0.007 5
100%熔融氯化醋酸中	170	23.8	0.355
78%氯化醋酸+22% H_2O	10～20	28	0.002 5
78%氯化醋酸+22% H_2O	50～60	17	0.075
90%氯代醋酸+10% H_2O	24	4.1	0.00 25
70%氯化醋酸+25%四氯化碳+5%醋酸	40～50	14.2	0.007 5
60%氯代醋酸+1.5%乙酰氯+5%盐酸+醋酸	60	—	0.50

表 8.7-23　0Cr16Ni60Mo16W4 合金和 0Cr18Ni60Mo17 合金在湿氯中的耐蚀性

腐 蚀 介 质	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹	
			0Cr16Ni60Mo16W4（变形材）	0Cr18Ni60Mo17（铸件）
干氯气	-18	139	0.000 025	0.000 150
干氯气	60	36	0.005 0	0.002 5
湿氯气	10	139	0.001 7	0.012 5
湿氯气	16	73	0.001 7	0.010 0
湿氯气	38	133	0.002 5	0.015 0
湿氯气	77	67	0.020 0	0.275
湿氯气	88	202	0.125	1.350
含饱和水的氯气	88	2	2.700	—
湿氯气	96	99	0.025	0.300
含冷凝水和有机物的湿氯	77	67	0.017 5	0.200
含雾状海水的湿氯	40	300	0.325	0.062 5
含雾状盐水的湿氯	88	74	0.125	0.075 0
含雾状盐水的湿氯	88	28	5.25	3.725

表 8.7-24 在含氯气的水溶液中 Ni-Cr-Mo 合金的耐蚀性

腐蚀介质	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$ 0Cr16Ni60Mo16W4（变形材）	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$ 0Cr18Ni60Mo17（铸件）
含饱和 Cl_2 的蒸馏水	30	2.8	0.027 3	—
含饱和 Cl_2 的蒸馏水	88	3.0	0.112 5	—
含饱和 Cl_2 的淡水	96	166	0.047 5	0.207 5
含饱和 Cl_2 的河水	93	14	0.075 0	0.350
含饱和 Cl_2 的海水	95	63	0.075 0	0.670
含饱和 Cl_2 的 20% NaCl 溶液	88	28	1.100	3.900
含饱和 Cl_2 的 20% NaCl 溶液	93	204	0.625	2.415

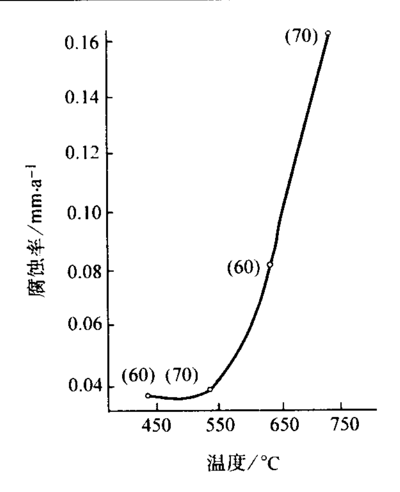


图 8.7-19 0Cr16Ni60＜o16W4 合金在 HF 气体中的耐蚀性
括号中数字为 HF 的浓度

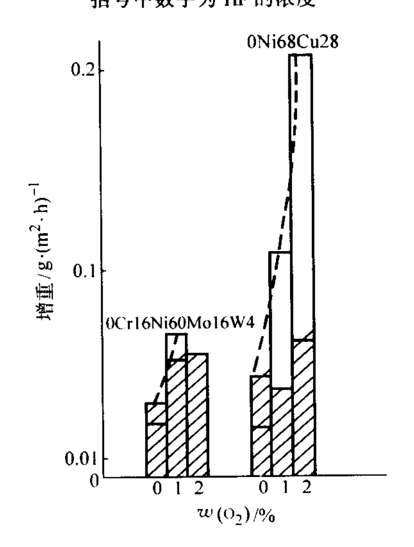
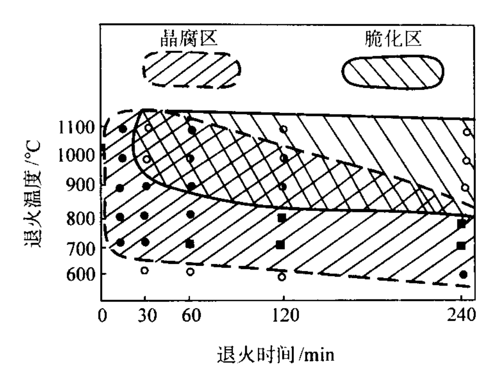


图 8.7-20 氧对 0Cr16Ni60Mo16W4 合金耐高温 HF 气腐蚀的影响并与 0Ni68Cu28 合金相比较
▨ 550℃，$HF:H_2O=70:30$；□ 600℃，$HF:H_2O=60:40$

对 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的敏化结构的深入研究表明，在 600～1 150℃范围内加热，合金组织中有大量碳化物（主要是 M_6C、Mo_2C 和少量 $M_{23}C_6$）和金属间相（σ、p、μ）沉淀，这些富 Mo、富 Cr 相沿晶界沉淀导致其周围贫 Cr、贫 Mo，尤其是贫 Mo，使其在某些介质中贫化区遭到优先腐蚀而产生晶间腐蚀。此外，在一些氧化性介质中，合金中的碳



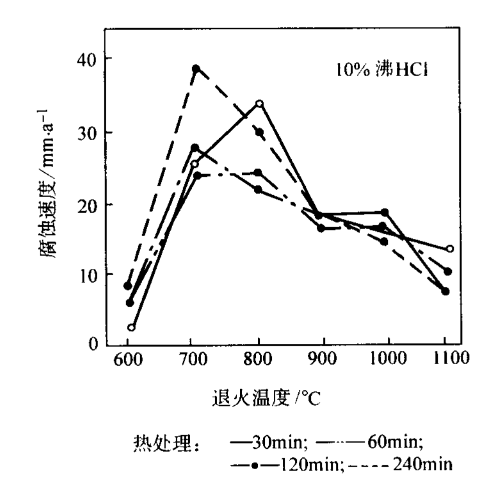


图 8.7-21 0Cr16Ni60Mo16W4 合金晶间腐蚀、均匀腐蚀脆化倾向与敏化温度的关系

化物和富 Mo 相本身的选择溶解也是产生晶间腐蚀的另一原因。防止此合金晶间腐蚀敏感性的措施是提高热处理温度，防止在敏化温度区间受热，最根本的措施是提高合金的组织热稳定性，避免和减少有害相的析出。

（3）点蚀

0Cr16Ni60Mo16W4 合金是最耐点蚀的一类镍基合金，在标准评价方法中，此合金的点蚀临界温度达最高值，其耐点蚀指数（PRE = Cr + 3.3Mo）达到 68.8，表明了此合金的极高耐点蚀的能力。

（4）应力腐蚀

0Cr16Ni60Mo16W4 合金在固溶状态下，在 45% $MgCl_2$ 沸腾温度试验表明，合金的耐应力腐蚀性能极好，2 407 h 未出现破裂，然而处于敏化状态的合金，耐应力腐蚀性能明显下降，一些数据见表 8.7-25。

3.1.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　在镍基合金中，0Cr16Ni60Mo16W4 合金的热加工属于难变形之列，其难题是变形抗力大。其热加工温度范围为 1 000～1 200℃，决定合金热加工性能的关键是冶金质量，合金的热塑性试验结果如图 8.7-22 和图 8.7-23 所示，电渣冶炼可明显提高合金的热塑性。

2）冷加工　在固溶状态下，此合金具有良好的冷加工性能，可顺利加工成不同类型冷加工冶金产品。

3）热处理　固溶处理是获得良好耐蚀性和力学性能的关键环节，此合金固溶处理温度较高，以 1 218℃为宜，冷却方法为水淬，铸件的固溶处理温度可稍低，一般推荐以 1 180℃为宜。

表 8.7-25 Ni-Cr-Mo-W 合金在沸腾 45%$MgCl_2$ 中的 SCC

合金	w(C)/%	w(Si)/%	状态	沉淀相	SCC（154℃，45%$MgCl_2$）
0Cr16Ni60Mo16W4	0.05 0.05	0.7 0.7	固溶 704℃×1 h 敏化 870℃×1 h 敏化 1 038℃×1 h 敏化	无 M_6C M_6C，μ M_6C，μ	2 407 h，未裂 107～552 h，IGC① 90 h，IGC 552～625 h，IGC

① IGC 为晶间型腐蚀破裂。

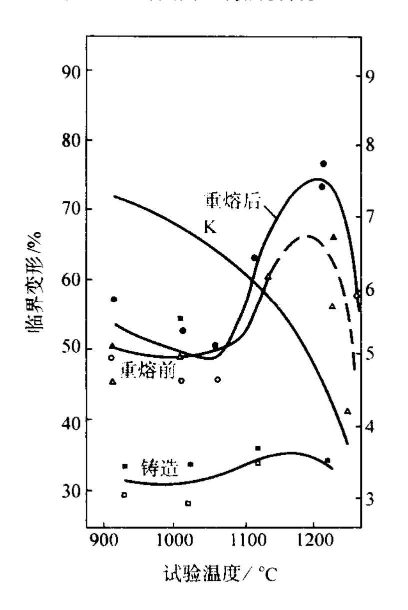


图 8.7-22 0Cr16Ni60Mo16W4 合金高温落锤塑性试验结果（重熔系指电渣重熔）

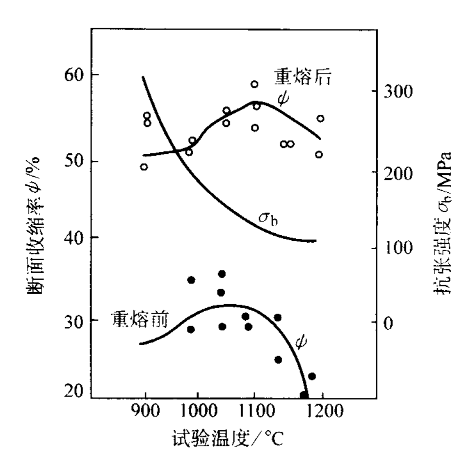


图 8.7-23 0Cr16Ni60Mo16W4 合金高温拉伸塑性试验结果（重熔系指电渣重熔）

4）焊接 0Cr16Ni60Mo16W4 合金焊接性能良好，可采用 TIG、MIG、手工电弧焊和电阻等焊接方法进行焊接，焊接充填金属可采用与母材成分相同的材料。焊后如能重新固溶处理可确保合金的耐晶间腐蚀性能。

3.1.5 物理性能

合金的物理性能见表 8.7-26。

表 8.7-26 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的物理性能

密度 /g·cm⁻³	电阻率(25℃) /μΩ·m	熔点 /℃	线胀系数 /10⁻⁶K⁻¹ 15～200℃	15～300℃	15～500℃	15～700℃	弹性模量 /MPa 28℃	200℃	400℃	热导率 /W·(m·K)⁻¹ 25℃	200℃	300℃	400℃	比热容 /J·(g·K)⁻¹
8.94	1.30	1 350	12.0	12.3	12.6	13.2	210 000	205 000	193 000	29.3	—	—	—	0.385

3.1.6 应用

此合金主要用于处理腐蚀性强烈物质的设备和部件，例如湿氯，氧化性氯化物（$FeCl_3$，$CuCl_2$），氯化物盐类（NaCl、$CaCl_2$、$MgCl_2$）以及含各种氧化性盐的硫酸、亚硫酸、磷酸和各种有机酸、高温卤素气体等。此合金的设备和部件已成功应用于湿法磷酸、HF 酸生产、核燃料生产以及烟气脱硫装置。

3.2 00Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C-276）

00Cr15Ni60Mo16W4 合金是为了降低 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的晶间腐蚀倾向，控制合金中碳含量 w（C）（≤0.02%）和硅含量 w（Si）（≤0.08%）而发展起来的。降低碳含量可减少合金中碳化物的析出数量；降低硅含量可减少合金中金属间相的沉淀数量，从而达到提高合金耐晶间腐蚀性能的目的。与此同时，合金的加工成形性也有极大的改善。

3.2.1 化学成分和组织结构

00Cr15Ni60Mo16W4 合金的化学成分见表 8.7-7。其特点是低 C、低 Si。组织结构与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金相同，只是合金中的碳化物、金属间相的数量有所减少。

3.2.2 室温和高温力学性能

不同状态的 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的室温和高温瞬时力学性能见表 8.7-27。表 8.7-28 为焊接金属的室温力学性能，表 8.7-29 和表 8.7-30 为冲击性能和合金硬度与时效和冷变形的关系。由这些数据可知，在固溶状态下，此合金具有良好的强度和塑性，冷加工可使合金强度增加和塑性下降。此合金低温冲击性能类似于奥氏体不锈钢，即使在焊接状态下，在 -196℃ 仍具有足够高的冲击性能，时效对固溶态合金的硬度未见明显影响。

表 8.7-27 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的力学性能

品种	热处理条件	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
板材，2 mm	1 121℃固溶处理（水冷）	室温	792	356	61
		204	694	290	59
		316	681	248	68
		427	650	225	67

续表 8.7-27

品　种	热处理条件	试验温度/℃	力学性能		
			σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
板材,2.4 mm	1 121℃固溶处理（水冷）	204 316 427	696 673 645	275 231 205	58 64 64
板材,1.6～4.7 mm	1 121℃固溶处理（水冷）	204 316 427 538	695 669 655 613	290 260 240 233	56 64 65 60
板材,4.8～25.4 mm	1 121℃固溶处理（水冷）	204 316 427 538	682 650 631 601	263 235 225 226	61 66 60 59
板材,25.4 mm	1 121℃固溶处理（水冷）	室温 316 427	785 664 654	365 250 210	59 63 61
板材,2.4 mm（原始厚度）	冷变形 0% 冷变形 10% 冷变形 20% 冷变形 30% 冷变形 40% 冷变形 50%	室温 室温 室温 室温 室温 室温	806 894 1 021 1 171 1 336 1 449	434 636 890 1 083 1 261 1 347	67 48 26 15 9 7

表 8.7-28　00Cr16Ni60Mo16W4 合金焊接金属的力学性能

焊接方法	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
钨极氩弧焊	室温	734 727	477 458	46 47
	260	598 613	408 385	31 44
	538	563 546	370 347	45 54

注：焊件为 25.4 mm 厚板。

表 8.7-29　不同热处理状态下 00Cr16Ni60Mo16W4 合金中厚板冲击性能（U形缺口试样）

热处理条件	-196℃时的冲击吸收功/J
1 121℃　固溶处理，快冷	357①
260℃　时效 100 h	339
538℃　时效 100 h	130
538℃　时效 1 000 h	87
焊接态　顶部	119
底部	117
热影响区	217

①　6 个试样中有 5 个试样没有折断。

表 8.7-30　00Cr16Ni60Mo16W4 合金薄板室温硬度

热处理条件	冷变形量/%					
	0	10	20	30	40	50
固溶后	RB92	RB94	RC31	RC35	RC35	RC41
504℃时效 100 h	RB91	RC26	RC34	RC57	RC43	RC46
543℃时效 100 h	RB90	RC33	RC44	RC38	RC45	RC48
577℃时效 100 h	RB95	RC38	RC46	RC41	RC45	RC49
610℃时效 100 h	RC28	RC38	RC48	RC38	RC46	RC48
649℃时效 100 h	RB92	RC27	RC40	RC40	RC42	RC45
682℃时效 100 h	RB91	RC23	RC30	RC30	RC38	RC43
821℃时效 100 h	RB93	RC24	RC36	RC31	RC17	RC40
966℃时效 100 h	RB94	RC24	RC25	RC21	RC26	RC26
1 082℃时效 100 h	RB91	RB89	RB91	RB95	RB27	RC94

3.2.3　耐蚀性

1）均匀腐蚀　00Cr16Ni60Mo16W4 合金在各种腐蚀介质中的耐均匀腐蚀性类似于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金，因此 0Cr16Ni60Mo16W4 合金的腐蚀数据完全适用于此合金。表 8.7-31 和图 8.7-24～图 8.7-29 给出了此合金的典型耐均匀腐蚀数据。

表 8.7-31　在各种介质中 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐蚀性

介质	浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
			固溶态	焊态	焊接＋焊后热处理
铬酸	10	沸腾	1.65	2.06	1.09
甲酸	20	沸腾	0.12	0.09	0.09
盐酸	10	66	0.43	0.51	0.53
盐酸	10	75	1.02	1.27	—
盐酸	10＋0.1$FeCl_3$	75	0.99	1.14	—
盐酸	10＋0.05NaOCl	75	1.17	1.27	—
盐酸	3.5＋8$FeCl_3$	88	—	0.13	—
盐酸	1.0＋25$FeCl_2$	93	—	1.14	—
盐酸	0.1＋2.5$FeCl_2$	66	—	无	—
硝酸	10	沸腾	0.41	0.43	0.43
硝酸	10＋3HF 酸	70	8.89	9.65	—
硫酸	10	沸腾	0.38	0.36	0.46
硫酸		75	0.43	0.43	—
湿氯①		66	0.01	—	—
湿氯		80	0.02	—	—

①　两个试样平均值，试验 210 h。

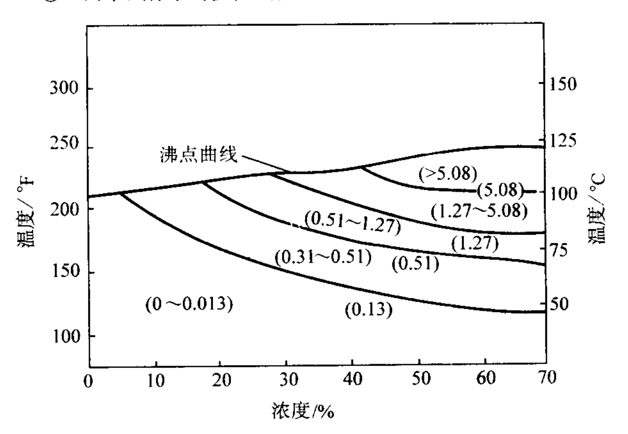


图 8.7-24　00Cr16Ni60Mo16W4 合金在 HNO_3 中的等腐蚀图
图中数字为腐蚀速度（mm/a）



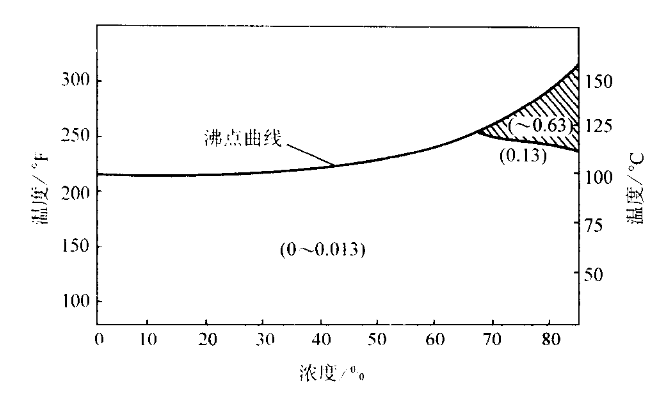


图 8.7-25　00Cr16Ni60Mo16W4 合金在 H_3PO_4 中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）；▨ 腐蚀速度不稳定区

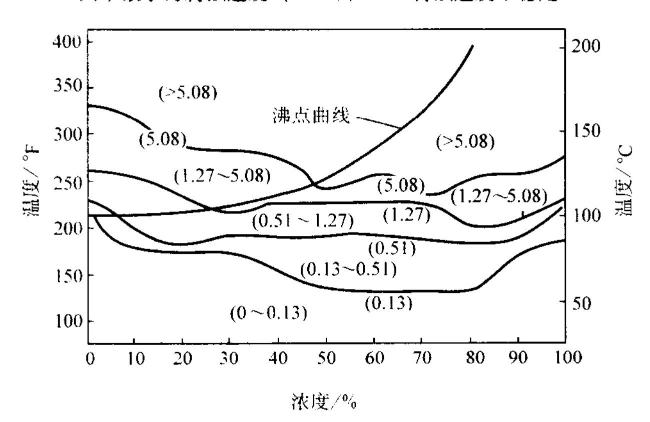


图 8.7-26　00Cr16Ni60Mo16W4 合金在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

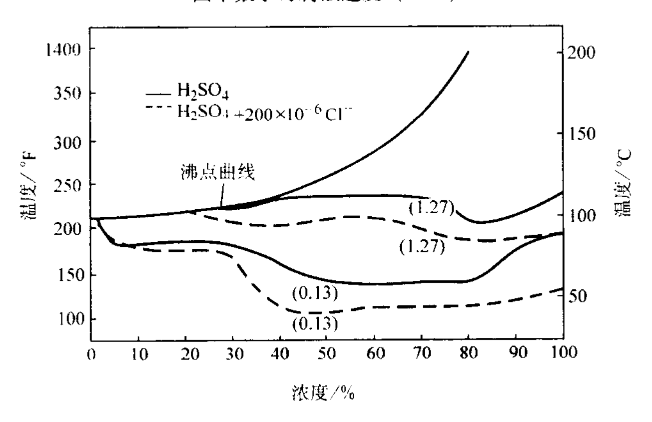


图 8.7-27　在 $H_2SO_4+200\times10^{-6}Cl^-$ 中，00Cr16Ni60Mo16W4 合金的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

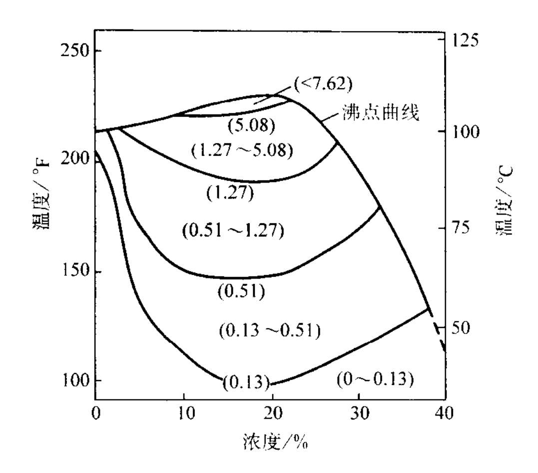


图 8.7-28　00Cr16Ni60Mo16W4 合金在 HCl 酸中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

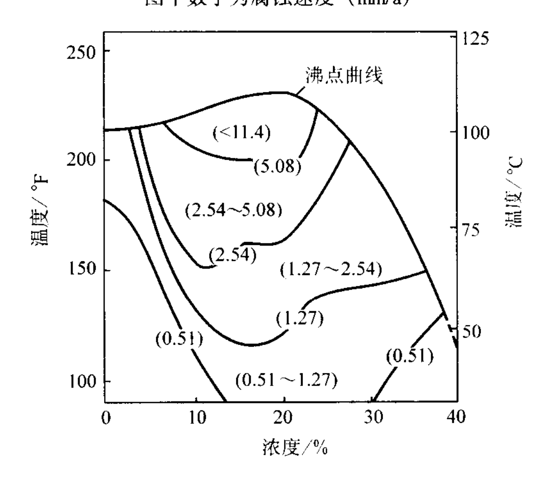


图 8.7-29　在含饱和氧的 HCl 酸中，00Cr16Ni60Mo16W4 合金的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

表 8.7-32　00Cr16Ni60Mo16W4 合金加速腐蚀试验的典型结果

加速试验方法	平均腐蚀试验结果/$mm\cdot a^{-1}$		
	固溶态	焊态①	焊后热处理态②
盐酸弯曲试验	5.7	5.9	5.8
	弯曲后无晶间开裂现象		
硫酸铁试验	5.7	6.9	6.2

① TIG 焊接。
② 焊后再经固溶处理。

2）晶间腐蚀　00Cr16Ni60Mo16W4 合金的晶间腐蚀敏感性远低于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金，但是在 600～1 150℃ 敏化或焊后冷却时，此合金仍有二次碳化物和一些金属间相析出，这些有害相的存在仍是晶间腐蚀的潜在危险。一般的焊接热循环，此合金的耐晶间腐蚀能力远优于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金（表 8.7-32），但经敏化处理或大截面材焊接后仍存在晶间腐蚀倾向。

表 8.7-32 是经使用沸腾 10% HCl 酸和 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 溶液 24 h 试验对 00Cr16Ni60Mo16W4 合金耐蚀性的评价结果，这两种试验方法是评价镍基耐蚀合金晶间腐蚀敏感性的标准方法。盐酸弯曲试验是在 10% 沸腾 HCl 酸中试验 24 h，然后将试样弯曲 180°，焊接试样则要求垂直于焊缝方向弯曲，弯曲中部要位于热影响区，弯曲后在 10 倍放大镜下观察有无裂纹现象，无裂纹则通过试验。硫酸铁试验［5% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$，沸腾］，经 24 h 试验后，若晶间腐蚀存在，则试样腐蚀速度提高。对于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金可允许的最高腐蚀速度为 1.022 mm/月（12.24 mm/a）。试验结果表明，此合金焊后的耐晶间腐蚀性能良好。

3）点蚀和缝隙腐蚀　此合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能见表 8.7-33。数据表明，此合金在一些耐点蚀和耐缝隙评价试验中，此合金无论是焊态、固溶态，还是焊后热处理态均具有优良的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。

4）应力腐蚀　在高浓氯化物中，00Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐 SCC 性能与析出相的关系见表 8.7-34，与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金相比，其耐 SCC 性能得到显著提高。

表 8.7-33 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能

7% H_2SO_4 + 3% NaCl + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$		1 000×10^{-6}NaCl + 500×$10^{-6}$$FeCl_3$，88℃		10% $FeCl_3$（缝隙腐蚀）/mm·a^{-1}		
点蚀，25℃	点蚀，102℃	点蚀深度/mm	缝隙腐蚀深度/mm	25℃	50℃	75℃
0.008	0.610	无	0.05	<0.01	<0.01	0.04

表 8.7-34 Ni-Cr-Mo-W 合金在沸腾 45% $MgCl_2$ 中的耐 SCC 性能与析出相之间的关系

合　金	w(C)/%	w(Si)/%	热处理	析出相	SCC（154℃，45% $MgCl_2$）
0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）	0.05	0.70	固溶	无	2 407 h，无 SCC
			704℃×1 h	M_6C	107～552 h，IGC①
			871℃×1 h	M_6C，μ	90 h，IGC
			1 030℃×1 h	M_6C，μ	552～625 h，IGC
00Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C-276）	0.01	0.01	704℃×1 h	μ，少量 M_6C	6 536 h，无 SCC
			871℃×1 h	μ，M_6C	905～2 100 h，IGC
			1 038℃×1 h	少量 μ 和 M_6C	6 536 h，无 SCC
	0.008	0.004	1 149℃×1 h	无	2 847 h，无 SCC
			704℃×1 h	μ，少量 M_6C	2 252 h，破裂
			871℃×1 h	μ，少量 M_6C	957 h，IGC
			1 038℃×1 h	μ，少量 M_6C	4 539 h，IGC
	0.04	0.01	工厂退火	无	2 407 h，无 SCC
			704℃×1 h	μ	2 407 h，无 SCC
			871℃×1 h	μ	2 407 h，无 SCC
			1 038℃×1 h	少量 μ	2 407 h，无 SCC

① IGC 为晶间破裂。

3.2.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　00Cr16Ni60Mo16W4 合金的热加工性能类似于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，一些热加工工艺参数可参照后者。

2）冷加工　合金的冷加工性能良好，可生产薄板、丝、管等冷加工冶金产品。在固溶状态，此合金具有最好的冷成形性能（表 8.7-35）。

表 8.7-35 00Cr16Ni60Mo16W4 合金杯突试验结果

试验用材	试验状态	奥尔森杯突深度/mm
1.1 mm 厚薄板	1 121℃固溶处理（水冷）	12.2
薄板	固溶处理	13.5
薄板	871℃时效 1 000 h	3.1

3）热处理　此合金的固溶处理温度低于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金，1 120℃固溶水冷后，此合金具有最佳的耐蚀和力学等综合性能。

4）焊接　此合金的焊接特点基本与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金相同，充填金属成分与母材相同，由于合金的热稳定较好，焊后的耐蚀性和塑性均优于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金。

3.2.5 物理性能

00Cr16Ni60Mo16W4 合金的物理性能汇总于表 8.7-36。

表 8.7-36 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的物理性能

密度（22℃）/g·cm^{-3}	熔点/℃	电阻（24℃）/$\mu\Omega$·m	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$					
			24～93℃	24～204℃	24～316℃	24～427℃	24～538℃	24～649℃
8 885	1 323～1 371	1.30	11.2	12.0	12.8	13.2	13.4	14.1

续表 8.7-36

热导率/W·(m·K)$^{-1}$					比热容/J·(kg·K)$^{-1}$（室温）	弹性模量/MPa		
32℃	93℃	204℃	583℃	1 092℃		室温	204℃	316℃
9.4	11.4	13.0	19.0	28.1	427	205 000	195 000	188 000

3.2.6 应用

00Cr16Ni60Mo16W4 合金的应用领域与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金相同。当设备、部件要求焊接且要求焊后无晶间腐蚀的危险时，以选用此合金为宜。

3.3 00Cr16Ni65Mo16Ti（Hastelloy C-4）

00Cr16Ni65Mo16Ti 合金进一步改善了 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐晶间腐蚀性能，降低了 00Cr16Ni60Mo16W4 合金中的碳含量和铁含量，去掉了 W，加入了稳定化元素 Ti。这种 00Cr16Ni65Mo16Ti 新合金较 0Cr16Ni60Mo16W4 合金和 00Cr16Ni60Mo16W4 合金更适宜制造需要焊接的耐蚀设备，同时还具有更好的冷、热塑性。

3.3.1 化学成分和组织结构

00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的化学成分见表 8.7-7。它的组织结构与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金和 00Cr16Ni60Mo16W4 合金基本相同，仅是碳化物和金属间相的数量更少。

3.3.2 力学性能

不同状态的 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的室温和高温瞬时力学性能见表 8.7-37～表 8.7-39。由这些数据可知，即使经过时效，此合金的塑性并未下降。焊态的塑性有所降低，但在工程上应用，其塑性仍是满意的。由于合金具有良好的热稳定性，时效后沉淀相比 00Cr16Ni60Mo16W4 合金少得多，因此固溶态和时效态的塑性并无明显差别，如图 8.7-30 所示。

表 8.7-37　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金薄板的性能

薄板厚度 /mm	试验状态	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	HB
1.6	1 066℃固溶	室温	77.58	416.56	52	90
		204	705.57	402.96	49	
		316	674.53	376.65	52	
		427	652.40	319.69	64	
3.1	1 066℃固溶	室温	800.62	420.29	54	92
		204	677.18	319.70	54	
		316	671.77	302.47	59	
		427	643.5	302.47	62	
		538	643.7	302.40	55	
		649	570.50	290.70	50	
		760	475.41	259.75	44	
3.9	1 066℃固溶	室温	782.0	365.17	55	91
		204	688.30	274.90	55	
		316	649.70	248.72	61	
		427	655.22	249.4	68	

表 8.7-38　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金薄板和中板时效态的性能

厚度 /mm	试验状态	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
3.1	900℃时效 100 h	室温	789.60	376.20	56
		204	711.00	324.50	54
		316	685.55	296.95	57
		427	658.33	279.70	60
		538	642.80	274.90	57
		649	596.67	256.30	56
		760	525.00	250.00	56
9.37	900℃时效 100 h	室温	770.30	335.50	62
		204	693.13	272.15	51
		316	675.22	254.9	56
		427	669.70	254.9	57
		538	617.34	221.16	53
		649	617.34	234.90	56
		760	506.40	204.60	70

表 8.7-39　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金中板和焊件的性能

中板和焊件厚度/mm	试验状态	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
6.25	1 066℃固溶后急冷	室温	766.86	336.20	58
		204	716.56	294.89	54
		316	711.74	281.10	55
		427	682.11	254.93	60
9.3	1 066℃固溶后急冷	室温	790.30	355.50	59
		204	726.20	300.40	56
		316	703.50	269.40	59
		427	656.60	257.68	62
		538	642.84	227.37	52
		649	683.58	213.59	52
		760	482.30	210.80	53

续表 8.7-39

中板和焊件厚度/mm	试验状态	试验温度 /℃	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%
12.5	1 066℃固溶后急冷	室温	804.70	334.85	63
		93			70
		204	763.40	301.10	61
		316	724.82	263.88	65
		427	706.22	246.66	66
		649	634.56	235.64	71
12.5 焊件	TIG 焊态	室温	776.50	470.58	40
		260	653.86	351.40	39
		538	601.50	342.40	35
12.5 焊件	650℃时效 10 h	室温	783.40	428.56	48
	1 000 h	室温	817.84	410.64	46
全焊缝	TIG 焊态	室温	737.90	491.94	42

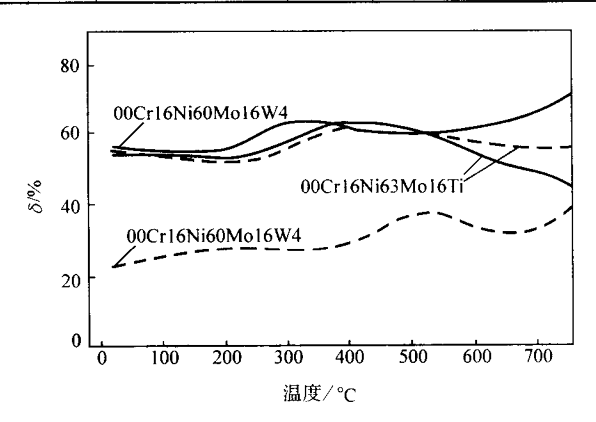


图 8.7-30　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金固溶与时效态，不同温度下的伸长率并与 00Cr16Ni65Mo16W4 合金相比较

—— 固溶状态；···· 900℃时效 100 h

3.3.3　耐蚀性

1) 均匀腐蚀　在各种介质中，00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的耐均匀腐蚀性与 0Cr16Ni60Mo16W4 合金基本相同。此合金的最大特点是 C、Si、Fe 含量均控制在较低水平，因此碳化物、金属间相析出量少，使其耐均匀腐蚀性能优于 0Cr16Ni60Mo16W4 和 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，特别是焊后或时效态合金的耐蚀性基本上仍保持在固溶态水平（表 8.7-40）。图 8.7-31 和图 8.7-32 为此合金在 H_2SO_4 和 HNO_3 中的等腐蚀图。在强还原性介质（例如盐酸）中，其耐蚀性不如 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，而在强氧化性腐蚀介质中却优于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金。

表 8.7-40　在一些酸介质中 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的耐蚀性

介质	浓度 /%	温度 /℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
			固溶水冷	TIG 焊态	时效态 (900℃，100 h)
甲酸	20	沸腾	0.072 5	0.087 5	0.087 5
盐酸	10	75	0.900	0.850	0.875
硝酸	10	沸腾	0.147 5	0.177 5	0.230 0
磷酸	85	沸腾	1.525	1.300	0.212 5
硫酸	10	沸腾	0.550	0.750	0.500
硫酸	85	75	0.575	0.425	0.525

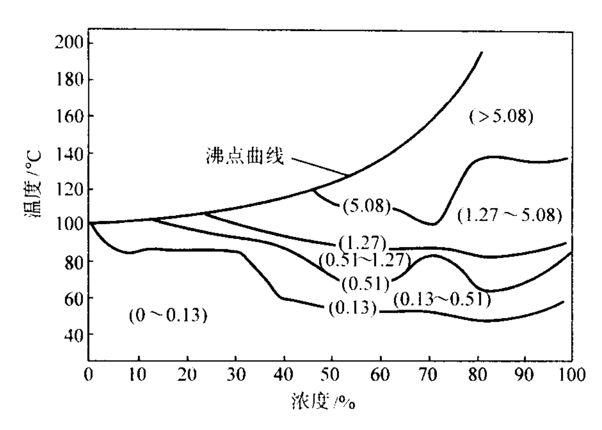


图 8.7-31 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金在 H_2SO_4 中的等腐蚀图
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

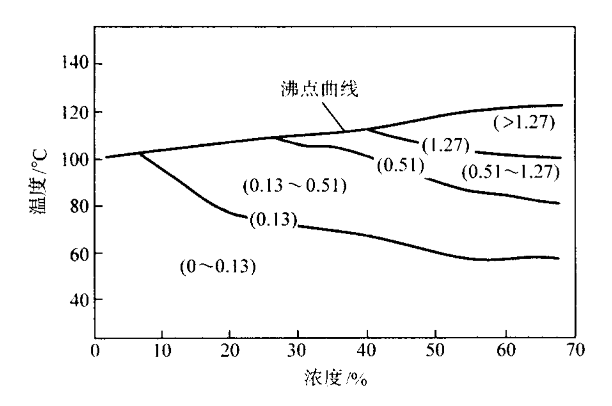


图 8.7-32 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金在 HNO_3 中的等腐蚀图
括号中数字为腐蚀速度（mm/a）

2）晶间腐蚀 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的组织热稳定性优于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金和 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，因此 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金沉淀相的析出敏感性远低于早期的两个 Ni-Cr-Mo-W 合金（图 8.7-33）。这种特性决定了此合金具有最佳的耐敏化态晶间腐蚀能力，试验结果表明，00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的晶间腐蚀倾向最低，如图 8.7-34 所示。

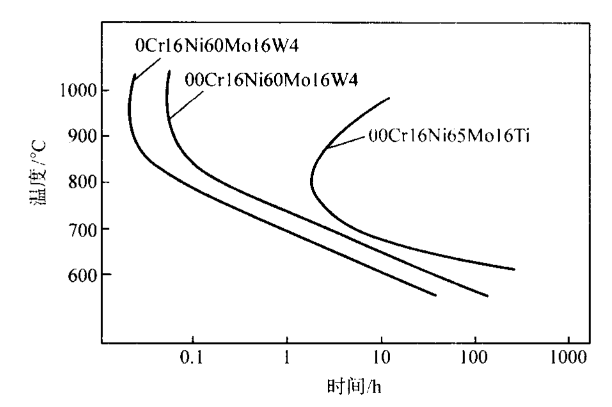
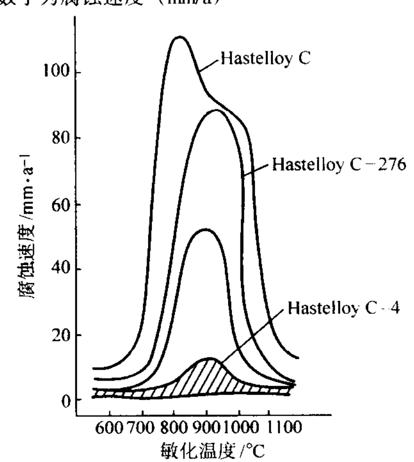


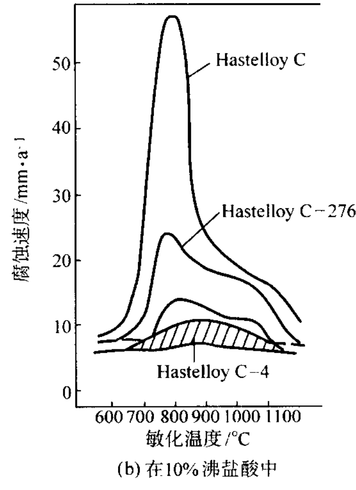
图 8.7-33 三种镍铬钼合金的温度-时间-沉淀相开始析出的关系曲线

在沸腾 10% 盐酸和沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中 24 h 的加速腐蚀试验结果同样表明，00Cr16Ni65Mo16Ti 合金具有最佳的耐敏化态晶间腐蚀能力（表 8.7-41）。

3）点腐蚀 由于 00Cr16Ni60Mo16Ti 合金不含 W，降低了合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀能力，其耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能力稍低于 0Cr16Ni60Mo16W4 合金和 00Cr16Ni60Mo16W4 合金。



(a) 在 50%H_2SO_4+42g/L $Fe_2(SO_4)_3$中，120°C



(b) 在10%沸盐酸中

图 8.7-34 不同敏化温度对三种镍铬钼耐蚀合金耐蚀性的影响

表 8.7-41 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金加速腐蚀试验结果

加速试验方法	腐蚀速度/mm·a⁻¹		
	固溶态①	焊 态②	时效态③
盐酸弯曲试验④	6.250	7.125	6.900
	弯曲后无晶间开裂现象		
硫酸铁试验⑤	2.500	2.775	2.850

① 1 066℃水冷。
② TIG 焊后。
③ 900℃时效 100 h。
④ 在 10%沸腾 HCl 酸中试验 24 h，然后试样弯曲 180°，放大 10 倍观察。若晶间开裂，则判定为有晶间腐蚀。
⑤ 在 50% H_2SO_4 + 42 g/L 硫酸铁沸腾溶液中试验 24 h，如果有晶界析出，则腐蚀加速。

3.3.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工 此合金不含 W，因此它的高温变形抗力降低，较前述两种高 Mo 含 W 的 Ni-Cr-Mo-W 合金易于热加工，热加工温度范围与 00Cr16Ni60Mo16W4 相同。

2）冷加工 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金具有良好的冷加工性能，可以顺利生产需经冷加工的冶金产品。由于时效处理未产生合金塑性的变化，因此时效状态与固溶态具有一致的冷成形性能（表 8.7-42）。

3）热处理 固溶状态的 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金具有最好的耐蚀性和最高的塑性，固溶处理温度较前两种 Ni-Cr-Mo-W 合金低，为 1 040～1 080℃，加热保温后急冷。冷加工的软化中间退火温度也以此温度加热为宜。



表 8.7-42　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的冷成形性

试验用材	试验状态	奥尔森杯突深度/mm
1.6 mm 薄板	1 066℃固溶水冷	13.2
	871℃时效 1 000 h	13.2

4）焊接　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的焊接性良好，由于合金具有极高的热稳定性，焊后耐蚀性无劣化倾向，因此可在焊接状态下直接使用。本合金可采用除乙炔焊外的常用焊接方法进行焊接，TIG、MIG 和手工电弧焊都无任何困难。当用埋弧焊时，焊剂中不允许含 C 和 Si，并注意防止过热。充填金属可用与母材相同成分的材料，或选用 Cr、Mo 稍高的配套焊接材料。

3.3.5　物理性能

合金的物理性能见表 8.7-43。

表 8.7-43　00Cr16Ni65Mo16Ti 合金的物理性能

密度(20℃)/g·cm^{-3}	熔点/℃	电阻(23℃)/μΩ·m	线胀系数/10^{-6}K^{-1}						热导率/W·(m·K)$^{-1}$					比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	弹性模量/MPa		
			29～93℃	20～204℃	20～316℃	20～427℃	24～538℃	24～649℃	23℃	100℃	200℃	300℃	400℃	100℃	室温	204℃	316℃
8 640	—	1.248	10.8	11.9	12.6	13.0	13.0	13.5	10.0	11.4	13.2	14.9	16.6	427	205.000	195.000	188.000

3.3.6　应用

本合金的应用领域与前述两个 Ni-Cr-Mo-W 合金相同，特别适用于焊后直接使用的设备和部件。此合金制造的耐蚀管道、容器、塔、槽、反应器、换热器以及泵、阀等已广泛应用化学加工工业和能源工业。

3.4　00Cr22Ni60Mo13W3（Hastelloy C-22）

00Cr22Ni60Mo13W3 合金是前述几种高 Mo 镍铬钼合金的改进和发展。其化学成分的特点是 C、Si 含量极低，Cr 含量较高，Mo 量适中且含 W。正是由于这些特点，00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐蚀性在许多介质中较前述几种镍铬钼（钨）合金更佳。特别是在 $FeCl_3$、$CuCl_2$ 等氧化性介质、湿氯、氧化-还原性酸中更为明显。与此同时，此合金仍具有优良的耐点蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀等性能。由于此合金含 C、Si 量均极低，因此，它非常适用于化学工业中耐蚀的焊接设备、容器、管线，而没有敏化的危险。

3.4.1　化学成分和组织结构

00Cr22Ni60Mo13W3 合金的化学成分见表 8.7-7。在固溶状态下合金的组织由奥氏体构成，中温时效有少许碳化物和中间相析出，由于析出量极少，对合金的耐蚀性和力学性能未构成危害。

3.4.2　力学性能

00Cr22Ni60Mo13W3 合金不同状态的室温和高温瞬时力学性能见表 8.7-44～表 8.7-46。固溶状态的合金经 500℃时效 100 h 并未造成合金的塑性下降，反而有所升高。冷加工使合金的强度提高并伴随塑性下降，随冷加工量增加其影响程度增大。

表 8.7-47 和表 8.7-48 为合金的冲击性能和硬度数据。

表 8.7-44　00Cr22Ni60Mo13W3 合金固溶态的力学性能

产　品	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
薄板 0.71～3.2 mm	室温	802	403	57
	93	755	371	58
	204	701	303	57
	316	674	288	62
	427	658	283	67
	538	625	274	61
	649	583	249	65
	760	524	238	63

续表 8.7-44

产　品	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
中厚板 6.4～19.1 mm	室温	785	373	62
	93	738	336	65
	204	676	279	66
	316	652	250	68
	427	631	239	68
	538	603	234	67
	649	574	221	69
	760	521	214	68
棒材直径 12.7～50.8 mm	室温	765	358	70
	93	723	313	73
	204	663	259	74
	316	631	233	79
	427	614	212	79
	538	581	199	80
	649	548	195	80
	760	498	200	77

表 8.7-45　冷加工和冷加工并时效态 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的室温力学性能（薄板）

状　态		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
冷加工	0%	802	403	57
	10%	897	639	39
	20%	1 039	875	23
	30%	1 173	1 042	13
	40%	1 322	1 196	9
	50%	1 423	1 265	10
	60%	1 533	1 391	7
冷加工	0% 再 500℃时效 100 h	801	425	73
	10% 再 500℃时效 100 h	972	757	42
	20% 再 500℃时效 100 h	1 135	974	28
	40% 再 500℃时效 100 h	1 421	1 331	15
	60% 再 500℃时效 100 h	1 725	1 679	6



表 8.7-46　00Cr22Ni60Mo13W3 合金薄板、中厚板焊件的力学性能

合金板材尺寸	焊接方法	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
薄板厚 3.2 mm	GTAW	室温 538	745 543	419 274	30 23
中板厚 6.4 mm	GTAW	室温 538	800 610	386 245	60 51
	GMAW（短弧）	室温 538	767 586	396 265	43 46
中板厚 12.7 mm	GTAW	室温 538 760	788 590 489	451 312 269	47 52 30
	GMAW（短弧）	室温 538 760	749 562 437	435 308 266	38 38 25
	GMAW（散弧）	室温 538 760	756 555 470	461 321 282	37 33 27

表 8.7-47　00Cr22Ni60Mo13W3 合金的缺口冲击性能

试验条件		V 形缺口冲击吸收功/J	
		室　温	-196℃
中厚板材	1 121℃固溶处理态	353	>351
	在 260℃时效 100 h	—	>351
	在 538℃时效 1 h 10 h 100 h 1 000 h	— — — —	>351 >351 >351 118
	在 649℃时效 1 h 10 h 100 h	— — —	>351 >351 134
	在 760℃时效 1 h 10 h 100 h	— — —	>351 114 38
	在 871℃时效 1 h 10 h 100 h	— — —	160 52 4
	在 982℃时效 1 h 10 h 100 h	— — —	155 60 16

续表 8.7-47

试验条件		V 形缺口冲击吸收功/J	
		室　温	-196℃
12.7 mm 厚板	用 GTA 方法焊接 用 GMA 方法焊接（短弧） 用 GMA 方法焊接（散弧）	201 183 195	150 131 160
19.1 mm 厚板	用 GTA 方法焊接 用 GMA 方法焊接（短弧） 用 GMA 方法焊接（散弧）	189 151 162	— — —

表 8.7-48　00Cr22Ni60Mo13W3 合金的硬度

材　料	时效温度/℃	冷加工量/%						
		0	10	20	30	40	50	60
薄　板	未时效	90HRB	24HRC	33HRC	36HRC	40HRC	41HRC	43HRC
	504	94HRB	24HRC	32HRC	37HRC	42HRC	45HRC	48HRC
	543	95HRB	26HRC	32HRC	41HRC	44HRC	45HRC	48HRC
	577	95HRB	28HRC	32HRC	39HRC	40HRC	44HRC	48HRC
	610	93HRB	22HRC	27HRC	33HRC	37HRC	41HRC	45HRC
	649	93HRB	21HRC	27HRC	33HRC	37HRC	41HRC	45HRC
	682	95HRC	20HRC	25HRC	31HRC	36HRC	41HRC	44HRC
	821	94HRB	21HRC	26HRC	32HRC	35HC	36HRC	37HRC
	966	93HRB	21HRC	21HRC	21HRC	23HRC	25HRC	25HRC
	1 082	83HRB	83HRB	84HRB	83HRB	83HRB	83HRB	80HRB
中厚板	未时效	95	—	—	—	—	—	—

3.4.3　耐蚀性

1）均匀腐蚀　表 8.7-49 和图 8.7-35 ~ 8.7-38 给出了此合金在各种介质中的耐蚀性。综观这些数据可知，此合金在醋酸、10% $FeCl_3$、甲酸、磷酸、一些浓度的硫酸中具有极高的耐蚀性，在 HCl 酸中也具有适度的耐蚀能力，在大多数的腐蚀介质中，此合金的耐蚀性优于 00Cr16Ni60Mo16W4 (C-276)、00Cr16Ni65Mo16Ti（C-4）和 1Cr22Ni60Mo9Nb4 (Inconel625) 合金。

2）点腐蚀　表 8.7-50 为 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐点蚀性能与其他Ni-Cr-Mo-W合金的对比试验结果，在 7% H_2SO_4 + 3% HCl 酸 + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$ 中，00Cr22Ni60Mo13W3 合金具有极高的耐点蚀性能，在这种强氧化性的腐蚀介质中显示出此合金的优越性。

表 8.7-49　00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐蚀性并与其他合金的比较

试验介质	介质浓度/%	温度/℃	平均腐蚀速度/mm·a⁻¹			
			00Cr22Ni60Mo13W3	00Cr16Ni60Mo16W4	00Cr16Ni63Mo16Ti	1Cr22Ni60Mo9Nb4
醋　酸	99	沸腾	无	0.01	无	0.01
$FeCl_3$	10	沸腾	0.03	0.06	3.6	195
甲　酸	88	沸腾	0.03	0.04	0.06	0.24
盐　酸	1	沸腾	0.03	0.25	0.91	0.03
	1.5	沸腾	0.28	0.74	1.60	9.0
	2	90	无	0.04	0.79	无
	2	沸腾	1.5	1.3	2.2	14
	2.5	90	0.01	0.30	0.86	1.8



续表 8.7-49

试验介质	介质浓度 /%	温度 /℃	平均腐蚀速度/mm·a^{-1}			
			00Cr22Ni60Mo13W3	00Cr16Ni60Mo16W4	00Cr16Ni63Mo16Ti	1Cr22Ni60Mo9Nb4
1% HCl 酸 + 42 g/L	2.5	沸腾	2.1	1.80	1.10	7.5
$Fe_2(SO_4)_3$	10	沸腾	10	7.3	5.8	16
5% HCl 酸 + 42 g/L		93	0.05	1.04	0.25	6.05
$Fe_2(SO_4)_3$ HCl$_+$		66	0.05	0.13	0.08	0.05
2% HF	5	70	1.5	0.66	0.86	3.10
氢氟酸	2	70	0.24	0.24	0.43	0.51
	5	70	0.36	0.25	0.38	0.41
磷酸(试剂级)	55	沸腾	0.30	0.23	0.22	0.16
P_2O_5(商品级)	85	沸腾	2.4	0.51	1.5	1.70
	38	85	0.04	0.22	—	0.03
	44	116	0.53	2.5	—	0.58
	52	116	0.28	0.84	—	0.30
$P_2O_5 + 2\,000 \times 10^{-6} Cl^-$	38	85	<0.03	0.30	—	0.05
P_2O_5 + 0.5% HF 酸	38	85	0.18	1.1	—	0.21
硝　　酸	10	沸腾	0.02	0.42	0.36	<0.03
	65	沸腾	1.30	23	5.5	0.51
硝酸 + 6% HF 酸	5	60	1.7	5.3	5.2	1.9
硝酸 + 25% H_2SO_4 + 4% NaCl	5	沸腾	0.30	1.6	2.5	18
硝酸 + 1% HCl 酸	5	沸腾	<0.02	0.20	0.28	<0.03
硝酸 + 2.5% HCl 酸	5	沸腾	0.04	0.53	0.66	0.02
硝酸 + 15.8% HCl 酸	8.8	52	0.10	0.84	2.90	>250
硫　　酸	10	沸腾	0.28	0.58	0.79	1.2
	20	66	<0.01	<0.02	0.01	<0.02
	20	79	0.03	0.07	0.05	<0.01
	20	沸腾	0.84	1.1	0.9	3.1
	30	66	<0.02	<0.03	<0.02	<0.03
	30	79	0.08	0.11	0.07	0.02
	30	沸腾	1.6	1.4	1.9	6.0
	40	38	<0.01	<0.02	<0.02	0.02
	40	66	<0.02	<0.04	0.24	0.43
	40	79	0.16	0.25	0.38	0.89
	50	38	<0.01	无	<0.02	<0.03
	50	66	<0.03	0.10	0.33	0.64
	50	79	0.41	0.30	0.64	1.3
	60	38	<0.01	<0.02	0.02	0.01
	70	38	无	无	0.04	<0.02
	80	38	无	<0.02	0.01	<0.02
H_2SO_4 + 1% HCl 酸	5	沸腾	0.66	1.1	1.2	3.8
H_2SO_4 + 0.5% HCl 酸	5	沸腾	1.50	1.2	2.3	11
H_2SO_4 + 1% HCl 酸	10	70	<0.02	0.28	0.61	3.1
H_2SO_4 + 1% HCl 酸	10	90	2.4	1.1	1.7	8.3
H_2OS4 + 1% HCl 酸	10	沸腾	5.7	2.9	4.9	22
H_2SO_4 + 2% HF 酸	10	沸腾	0.74	0.56	0.66	1.4
$H_2SO_4 + 200 \times 10^{-6} Cl^-$	25	70	0.28	0.30	0.94	2.8
$H_2SO_4 + 200 \times 10^{-6} Cl^-$	25	沸腾	5.7	4.7	4.6	8.3
H_2SO_4 + 3%(体积) HCl 酸 + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$	7% (体积)	沸腾	0.08	0.61	26	42
H_2SO_4 + 1.2% HCl 酸 + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$	23	沸腾	0.17	1.4	58	98
H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$	50	沸腾	0.61	6.1	4.2	5.8



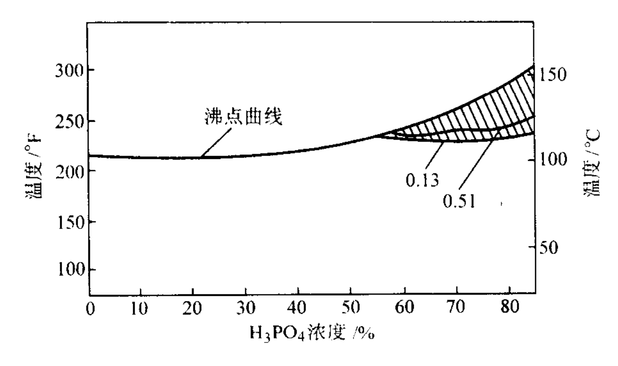


图 8.7-35 00Cr22Ni60Mo13W3 合金在磷酸中的等腐蚀图
图中数字为腐蚀率(mm/a);▧ 腐速不稳定区

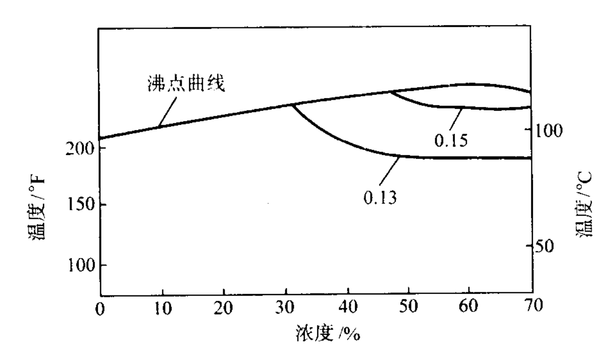


图 8.7-36 00Cr22Ni60Mo13W3 合金在硝酸中的等腐蚀图
图中数字为腐蚀率(mm/a)

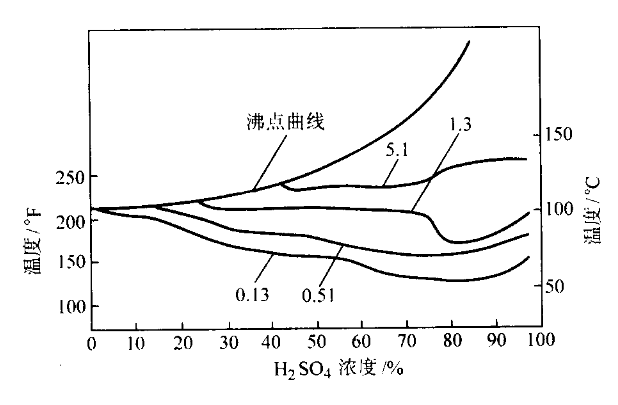


图 8.7-37 在硫酸中,00Cr22Ni60Mo13W3 合金的等腐蚀图
图中数字为腐蚀率(mm/a)

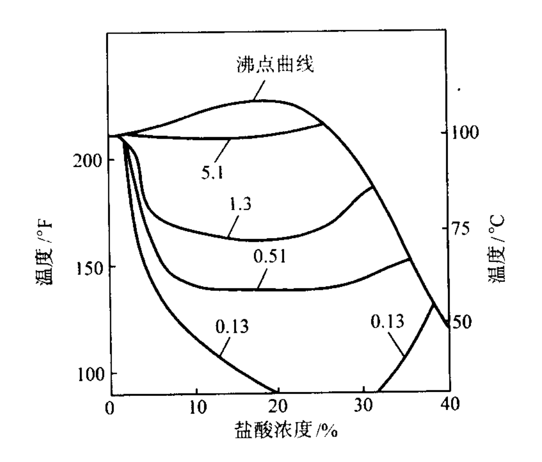


图 8.7-38 00Cr22Ni60Mo13W3 合金在盐酸中的等腐蚀图
图中数字为腐蚀率(mm/a)

表 8.7-50 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐点蚀性

合　金	无点蚀温度/℃	点蚀温度/℃
00Cr22Ni60Mo13W3	115	120
00Cr15Ni60Mo16W4	102	110
00Cr16Ni63Mo16Ti	85	90
1Cr22Ni60Mo9Nb4	70	75

3）缝隙腐蚀　表 8.7-51 示出此合金在 40% NaCl + 0.1% $Fe_2(SO_4)_3$ + 0.01 mol/L HCl 酸中（pH = 2，溶液中含 Cl^- $24\,300\times10^{-6}$），经100 h缝隙腐蚀试验的试验结果，在 4 种合金中，此合金性能最好。

表 8.7-51 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐缝隙腐蚀性能

合　金	无缝隙腐蚀温度/℃	缝隙腐蚀温度/℃
00Cr22Ni60Mo13W4	95	102
00Cr15Ni60Mo16W4	75	80
00Cr16Ni63Mo16Ti	40	45
1Cr22Ni60Mo9Nb	20	25

4）应力腐蚀　表 8.7-52 和表 8.7-53 为 00Cr22Ni60Mo13W3 合金在 20.4% $MgCl_2$ 中和模拟石油和天然气开采的密封喷射流体中的耐力腐蚀试验结果。在 $MgCl_2$ 中，不管是固溶态还是冷加工态均具有优良的耐应力腐蚀性能。在模拟密封喷射流体的含溴介质中，此合金的耐应力腐蚀性优于其他耐蚀合金。

表 8.7-52 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐应力腐蚀性能
（7 天试验）

试验条件	204℃	232℃	硬度
固溶态	无破裂	无破裂	83HRB
20%冷加工	无破裂	无破裂	33HRC
50%冷加工	无破裂	无破裂	43HRC

表 8.7-53 00Cr22Ni60Mo13W3 合金在模拟密封喷射流体中的应力腐蚀性能

合　金	破坏时间[①]/月	
	4.7% $ZrBr_2$	43% $CaBr_2$
Fe-25Cr-5.5Ni-3Mo2CuN 双相不锈钢	1，1，2	4，4，4
Incoloy 825 合金	1，1，2	>12，>12，>12
Hastelloy G-3	1，2，2	>12，>12，>12
Hastelloy C-276	1，1，2	>12，>12，>12
00Cr22Ni60Mo13W3 Hastelloy C-22	>12，>12，>12	>12，>12，>12

① 在标出的时间内无破裂；溶液用 N_2 脱气；两点弯曲试样；材料为工厂退火状态；温度为 204℃。

3.4.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　合金的热加工性能与前述 Ni-Cr-Mo 合金相近，可参照这些合金的工艺执行。

2）冷加工　合金的冷加工性能基本上与 00Cr16Ni60Mo16W4 合金相同，冷加工和冷成形不会遇到特殊困难。

3）热处理　00Cr22Ni60Mo13W3 合金的固溶处理工艺为：1 120℃保温随后快速冷却。



4）焊接　00Cr22Ni60Mo13W3 合金焊接性能良好，可执行前 Ni-Cr-Mo 合金的工艺。充填金属应使用与母材同成分的焊接材料。

3.4.5　物理性能

合金的物理性能见表 8.7-54。

表 8.7-54　00Cr22Ni60Mo13W3 合金的物理性能

密度/g·cm^{-3}	熔点/℃	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$			热导率/W·(m·K)$^{-1}$				电阻/μΩ·m			线胀系数/10^{-6}K^{-1}		
		52℃	100℃	200℃	48℃	100℃	200℃	300℃	24℃	100℃	200℃	24～93℃	24～204℃	24～316℃
8.69	1 359～1 399	414	423	444	10.1	11.1	13.4	15.5	1.14	1.23	1.24	12.4	12.4	12.6

3.4.6　应用

00Cr22Ni60Mo13W3 合金是在 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的基础上的改进型合金。主要应用于海水、醋酸、醋酐、氯化氢、氟化氢、湿法磷酸和采用混酸的酸洗溶液等环境。用其制作容器、管道、泵、阀、板式换热器、SO_2 冷却塔等。解决难于解决的均匀腐蚀、点蚀、缝隙腐蚀等腐蚀问题，在既含有大量氯离子又含有氧化剂的环境中尤其适用。

3.5　00Cr21Ni58Mo16W4（Inconel 686）

00Cr21Ni58Mo16W4 是将 00Cr16Ni60Mo16W4 合金中的 Cr 含量提高至 21%，Fe 含量 w（Fe）降到低于 1.0% 的改进型 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金。这种改进使此合金既具有 00Cr16Ni60Mo16W4 合金的耐还原性介质的腐蚀能力又具有 00Cr22Ni60Mo13W3 合金的耐氧化性介质的腐蚀能力，加之低碳、低硅和低铁含量致使该合金具有极高的组织热稳定性，减少或抑制了有害相的沉淀，从而赋予了 00Cr21Ni58Mo16W4 合金极好的抗敏化能力，极大地提高了合金的耐晶间腐蚀性能。

3.5.1　化学成分和组织结构

00Cr21Ni58Mo16W4 合金的化学成分见表 8.7-7。此合金在固溶处理状态下为面心立方结构的 γ 相组织，在敏化状态下有极少量的沉淀相析出，对合金的性能不产生明显影响。

3.5.2　力学性能

00Cr21Ni58Mo16W4 合金固溶态的室温拉伸性能和冷加工与室温力学性能的关系见表 8.7-55 和表 8.7-56 以及图 8.7-39 和图 8.7-40。

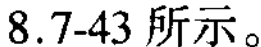
表 8.7-55　00Cr21Ni58Mo16W4 合金固溶态的室温力学性能

材料类型	尺寸/mm	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
中板	12.7	722	364	71
	6.35	732	399	68
薄板	3.18	803	421	59
	1.517	848	408	59
棒材	38.1	810	359	56

表 8.7-56　冷加工对 00Cr21Ni58Mo16W4 合金室温力学性能的影响

冷加工量/%	部位	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
5	中心部位	809	467	56
	全尺寸	800	502	56.5
10	中心部位	908	686	41.5
	全尺寸	853	625	48.8
15	中心部位	926	716	38.5
	全尺寸	869	679	44.3

00Cr21Ni58Mo16W4 合金的室温疲劳行为如图 8.7-41～图 8.7-43 所示。



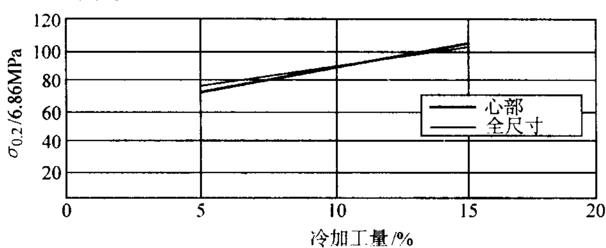


图 8.7-39　冷加工对 00Cr21Ni58Mo16W4 合金屈服强度的影响

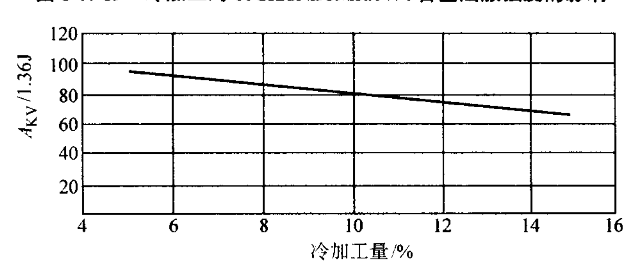


图 8.7-40　冷加工对 00Cr21Ni58Mo16W4 合金室温冲击吸收功的影响

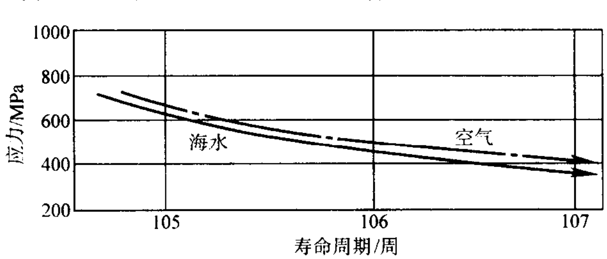


图 8.7-41　退火态 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的疲劳曲线

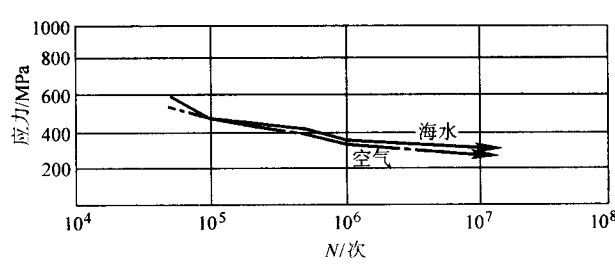


图 8.7-42　屈服强度为 995 MPa 的 00Cr21Ni58Mo16W4 合金在空气和海水中的高周疲劳（ϕ19 mm 棒）数据

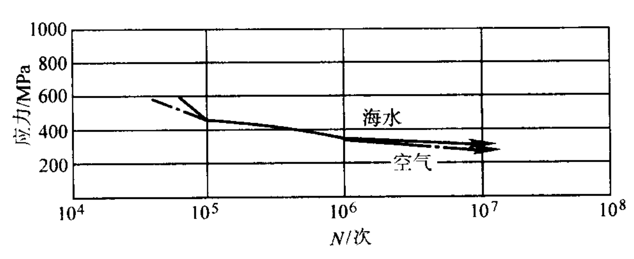


图 8.7-43　屈服强度为 789 MPa 的 00Cr21Ni58Mo16W4 合金棒（ϕ38.1 mm）的高周疲劳数据

00Cr21Ni58Mo16W4 合金的断裂韧性数据和时效对其冲击性能的影响见表 8.7-57 和表 8.7-58。由表 8.7-58 可知，760～980℃为析出敏感温度。

表 8.7-57 冷加工态的 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的断裂韧度（24℃）

状态	取向	断裂韧度①/$MPa\cdot m^{1/2}$
$\sigma_{0.2}$为 827 MPa	纵向	351；365
$\sigma_{0.2}$为 745 MPa	纵向	391；391
	横向	398；398

① ASTM-E992；等能量法（K_{EE}）。

表 8.7-58 时效 100 h 对 00Cr21Ni58Mo16W4 合金室温和低温冲击吸收功的影响

时效温度/℃	A_{KV}/J	
	20℃	-196℃
退火态	405	404
540	400	405
650	401	403
760	25.1	12.2
870	8.1	3.4
980	2.7	2.7

合金的高温瞬时拉伸性能汇总于表 8.7-59。

表 8.7-59 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的高温瞬时力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
24	740	396	60
93	691	323	69
204	635	290	67
316	602	288	60
427	570	224	69
538	545	261	61

3.5.3 耐蚀性

1）均匀腐蚀 00Cr21Ni58Mo16W4 合金在各酸性介质中的耐蚀性见表 8.7-60 和表 8.7-61。在所试验的介质中，此合金的耐均匀腐蚀性能优于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金。

2）晶间腐蚀 本合金的耐晶间腐蚀性能优于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金但不及合金 59，871℃的敏化试验结果见表 8.7-62。

表 8.7-60 00Cr21Ni58Mo16W4 合金在各种酸中的耐蚀性（168 h 试验）

合金牌号	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$			
	80℃，80% H_2SO_4	沸腾 2% HCl	沸腾 10% H_2SO_4 +2% HCl	80℃，10% H_2SO_4 +5% HCl
00Cr21Ni58Mo16W4 (686)	0.10	0.15	3.35	0.86
00Cr16Ni60Mo16W4 (C-4)	0.58	1.09	3.51	—
00Cr20Ni60Mo14W3 (Inconel622)	1.32	1.32	7.09	2.08
00Cr22Ni60Mo13W3 (C-22)	1.30	1.40	9.40	2.77

表 8.7-61 00Cr21Ni58Mo16W4 合金在盐酸和磷酸中的腐蚀（192 h 试验）

介质	温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$		
		C-276	Inconel 622	00Cr21Ni58Mo16W4
0.2% HCl	沸腾	<0.025	<0.025	<0.025
1% HCl	沸腾	0.33	0.08	0.05
5% HCl	70	0.33	0.48	0.25
85% H_3PO_4	50	0.10	0.13	0.05
	沸腾	0.25	0.33	0.41
	90	<0.025	<0.025	<0.025

表 8.7-62 敏化态 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的晶间腐蚀（871℃敏化）

敏化时间/h	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$	
	沸腾 50% H_2SO_4 +42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$	沸腾 23% H_2SO_4 +1.2% HCl 酸 +1% $FeCl_3$ +1% $CuCl_2$
1	22.15 晶间腐蚀	0.43 晶间腐蚀
2	>25.4 晶间腐蚀	2.16 晶间腐蚀
3	>25.4 晶间腐蚀	>12.7 晶间腐蚀

3）点蚀和缝隙腐蚀 00Cr21Ni58Mo16W4 合金具有良好的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，在一些介质的耐点蚀和耐缝隙腐蚀试验数据见表 8.7-63，由数据可知，此合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能仅次于合金 59 和优于其他 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金。

表 8.7-63 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能

合金牌号	PRE①	CTP/℃		CCT/℃		缝隙腐蚀深度/mm
		10% $FeCl_3$ ASTMG48	Green Death	10% $FeCl_3$ ASTMG48	Green Death	
00Cr22Ni60Mo13W3	65	>85②	120	58	105	0.35
00Cr16Ni60Mo16W4	69	>85	110	>85	105	0.035
00Cr21Ni58Mo16W4	74	>85	>120③	>85	>120	—

① PRE = %Cr + 3.3（%Mo）。
② 温度高于 85℃，溶液的化学性质遭到破坏。
③ Green Death 溶液的构成为 11.5% H_2SO_4 + 1.2% HCl 酸 + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$，高于 120℃溶液的化学性质遭到破坏。

3.5.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

此合金的热加工、冷加工、热处理和焊接与 00Cr22Ni60Mo13W3 合金类似。

3.5.5 物理性能

00Cr21Ni58Mo16W4 合金的弹性模量和泊松比见表 8.7-64，其他物理性能见表 8.7-65。合金的密度为 8.73 g/cm^3，



熔点范围为 1 338～1 380℃，合金的相对磁导率为 1.0001（15.9 kA/m）。

表 8.7-64 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的弹性模量和泊松比

温度/℃	弹性模量/GPa	切变模量/GPa	泊松比
20	207	77	0.34
100	205	75	0.37
200	197	72	0.37
300	193	70	0.38
40	185	69	0.34
500	183	67	0.37
600	173	65	0.33
700	165	61	0.35

表 8.7-65 00Cr21Ni58Mo16W4 合金的物理性能

温度/℃	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	电阻率/μΩ·cm
-15	364	—	—
20	373	—	123.7
100	389	11.97	124.6
200	410	12.22	125.7
300	431	12.56	126.3
400	456	12.87	127.2
500	477	13.01	128.9
600	498	13.18	129.5
700	519	—	127.9

3.5.6 应用

本合金主要应用于化学加工、污染控制、纸浆生产和造纸工业、废物焚烧装置以及海洋环境中，用于其他材料不能胜任的设备和部件，在舰船中耐海水腐蚀紧固件的使用已获得满意的结果。

3.6 00Cr23Ni59Mo16（Nicrofer 5923hMo-Alloy 59）

00Cr23Ni59Mo16 是在 00Cr16Ni65Mo16Ti 合金基础上，通过提高铬含量并将铁含量 w（Fe）降至 1.5%以下的改进型 Ni-Cr-Mo 合金，它是目前铬含量最高的 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金，在合金设计时充分利用了电子空位浓度的计算结果，因此合金的奥氏体组织十分稳定，致使合金的耐晶间腐蚀能力十分突出。

3.6.1 化学成分和组织结构

00Cr23Ni59Mo16 合金的化学成分见表 8.7-7。固溶态合金的组织由面心立方 γ 相组成。中温敏化，此合金将有沉淀相生成，但 3 h 敏化，其沉淀数量不大，合金的时间-温度-沉淀（TTP）图如图 8.7-44 所示。

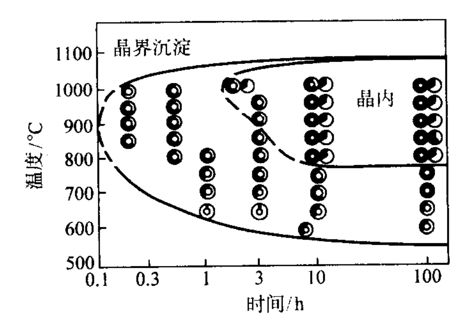


图 8.7-44 00Cr23Ni59Mo16 合金的等温时间-温度-沉淀（TTP）图
采用光学显微镜方法建立
合金成分（质量分数）(%)：60.8Ni-22.7Cr-15.6Mo-0.3Fe-0.03Si-0.005C
○ 自由沉淀；◎ 晶界沉淀开始；⊛ 一些晶界沉淀；
● 晶界沉淀还不完全；● 沉淀物完全覆盖了晶界；
◐ 一些晶内沉淀（晶粒体积的 max.1%），沉淀物为晶粒体积的 1%～5%，沉淀物超过 5%

3.6.2 力学性能

00Cr23Ni59Mo16 合金的室温力学性能见表 8.7-66。高温力学性能见表 8.7-67。

表 8.7-66 固溶态 00Cr23Ni59Mo16 合金的室温力学性能

材料类型	尺寸/mm	强度/MPa			δ/%	a_{KV}/J·cm^{-2}	
		σ_b	$\sigma_{1.0}$	$\sigma_{0.2}$		室温	-196℃
薄板，带，冷轧	0.5～6.4	≥690	≥380	≥340	≥40	—	—
中板，热轧	5.0～30	≥690	≥380	≥340	≥40	≥225	≥200
棒材	≤100	≥690	≥380	≥340	≥40	≥225	≥200

表 8.7-67 00Cr23Ni59Mo16 合金的高温瞬时力学性能

温度/℃	强度/MPa			δ/%	备 注
	σ_b	$\sigma_{1.0}$	$\sigma_{0.2}$		
93	652（624）	≥329	≥295	50	本表数据为 30 mm 板材数据，30～50 mm 板材，屈服强度应减去 20 MPa σ_b 括弧的数据为棒材数据
100	650（620）	≥330	≥290	50	
200	615（585）	≥290	≥250	50	
204	610（583）	≥288	≥245	50	
300	580（550）	≥260	≥220	50	
316	576（549）	≥254	≥213	50	
400	545（515）	≥230	≥190	50	
427	528（508）	≥220	≥178	50	
450	525（495）	≥215	≥175	50	

图 8.7-45 为 00Cr23Ni59Mo16 合金时效时间、温度与冲击性能之间的关系，即使进行 8 h 时效，合金的冲击吸收功仍在 100 J 以上。

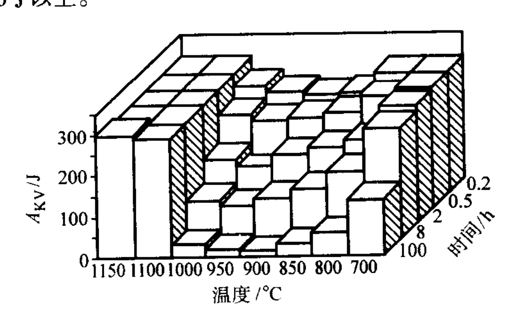


图 8.7-45 00Cr23Ni59Mo16 合金等温的时间-温度-冲击韧性图
合金成分（质量分数）(%)：60.8Ni-22.7Cr-15.6Mo-0.3Fe-0.03Si-0.005C；
根据 ISO 标准制备 V 形缺口试样，室温下测定（Agarwal 等，1991）

3.6.3 耐蚀性

1）均匀腐蚀 00Cr23Ni59Mo16合金的耐均匀腐蚀性能见表8.7-68和图8.7-46～图8.7-48。在特殊垃圾焚烧装置的腐蚀试验结果见表8.7-69。

表8.7-68 00Cr23Ni59Mo16（59）合金的耐蚀性

介质	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹				
		C-276	C-22	686	C-2000	59
ASTMG28A①	沸腾	4.27	0.91	2.62	0.69	0.61
ASTMG28B②	沸腾	1.4	0.18	0.97	0.10	0.10
绿液③	沸腾	0.66	0.10	0.20	0.10	0.13
10% HNO_3	沸腾	0.48	0.05	0.05	—	0.05
65% HNO_3	沸腾	19.05	1.32	5.87	1.07	1.02
10% H_2SO_4	沸腾	0.58	0.46	—	—	0.20
50% H_2SO_4	沸腾	6.09	7.82	—	—	4.47
1.5% HCl	沸腾	0.28	0.36	0.13	0.04	0.08
10% HCl	沸腾	6.07	9.96	—	—	403
10% H_2SO_4 + 1% HCl	沸腾	2.21	8.99	—	—	1.78
10% H_2SO_4 + 1% HCl	90	1.04	2.34	—	—	0.08

① ASTMG28A：50% H_2SO_4 + 42g/L $Fe_2(SO_4)_3$。
② ASTMG28B：23% H_2SO_4 + 1.2% HCl + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$。
③ 11.5% H_2SO_4 + 1.2% HCl + 1% $FeCl_3$ + 1% $CuCl_2$。

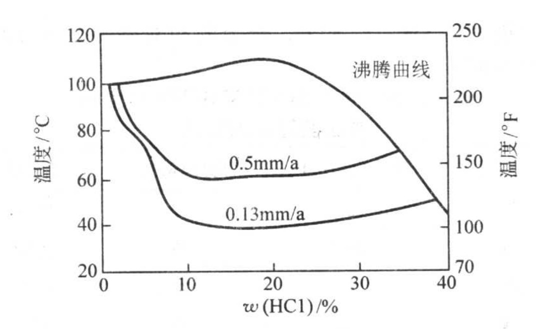


图8.7-46 00Cr23Ni59Mo16合金在静止、不通气盐酸中的等腐蚀图

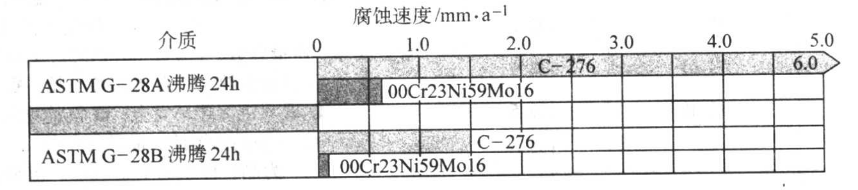
2）晶间腐蚀 00Cr23Ni59Mo16合金时间-温度-敏化（TTS）图如图8.7-49所示，此合金的抗敏化性能优于C-276、C-4和C-22合金。经870℃敏化1 h晶间腐蚀试验结果见表8.7-70和表8.7-71。与其他著名合金比较可知，00Cr23Ni59Mo16合金的耐晶间腐蚀性能最好。

3）点蚀和缝隙腐蚀 00Cr23Ni59Mo16合金具有良好的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，在一些介质中的试验结果见表8.7-72～表8.7-74。

3.6.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工 合金的热加工温度范围为950～1 180℃，一般以1 160℃为最佳，加工后水冷。

2）冷加工 固溶状态合金具有良好的冷加工性能，但加工硬化速度高，为便于冷加工，应适时进行中间软化退火。



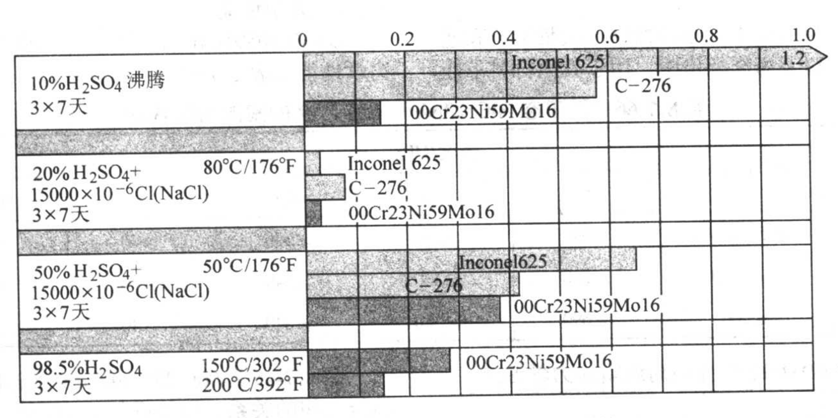


图8.7-47 00Cr23Ni59Mo16合金的耐蚀性

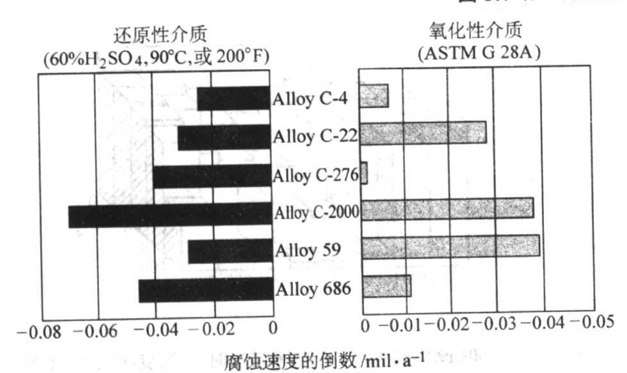


图8.7-48 新型Ni-Cr-Mo合金在氧化性和还原性介质中的耐蚀性
（1 mil = 0.025 4 mm）

表8.7-69 Ni-Cr-Mo合金在危险的废物焚烧器/净化器中的腐蚀（1991 h）

合金	腐蚀速度/mm·a⁻¹	备注
59	0.03	洁净
686	0.14	洁净
C-22	0.17	洁净
C276	0.89	洁净
625	1.49	粗糙
825	2.97	点蚀

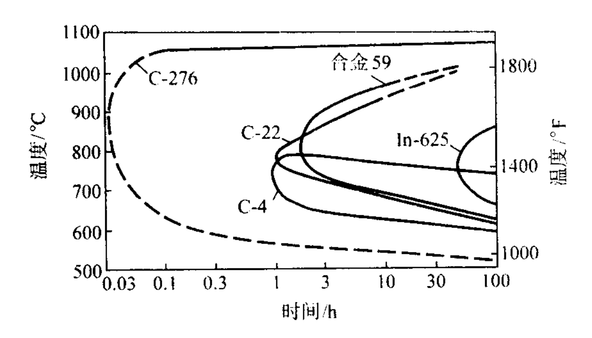


图 8.7-49　00Cr23Ni59Mo16 合金的 TTS 图

（ASTM G28A 试验，50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 沸腾 24 h）

表 8.7-70　敏化态 Ni-Cr-Mo 合金（871℃敏化）在 ASTM G28A 中的热稳定性

敏化时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹				
	C-276	C-22	686	C-2000	59
1	>12.7①	>12.7①	22.15①	2.95①	1.02②
3	>12.7①	>12.7①	>25.4①	4.52①	1.29②
5	>12.7①	>12.7①	>25.4①	5.26①	—

① 深度晶间腐蚀，严重点蚀和晶粒脱落。

② 无点蚀。

表 8.7-71　敏化态 Ni-Cr-Mo 合金（871℃敏化）在 ASTM G28B 的热稳定性

敏化时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹				
	C-276	C-22	686	C-2000	59
1	>12.7①	8.61①	0.43①	>12.7①	0.10②
3	>12.7①	7.95①	2.16①	>12.7①	0.10②
5	>12.7①	>12.7①	>12.7①	>12.7①	0.43②

① 深度晶间腐蚀，严重点蚀和晶粒脱落。

② 无点蚀。

表 8.7-72　00Cr23Ni59Mo16 合金的临界点蚀温度（CPT）和缝隙腐蚀温度〔7%（体积分数）H_2SO_4 + 3%（体积分数）HCl + 1% $CuCl_2$ + 1.0% $FeCl_3 \cdot 6H_2O$〕

合金	CPT/℃	CCT/℃
00Cr23Ni59Mo16（59）	>130	110
00Cr16Ni60Mo16W4（C-276）	115～120	105
1Cr22Ni60Mo9N64（625）	100	85～95

3）热处理　固溶处理温度为 1 100～1 180℃，适宜温度为 1 120℃，加热保温后应水冷，这样可获得最佳的耐蚀性。

表 8.7-73　在 10% $FeCl_3$ 溶液中（ASTM G48）中 00Cr23Ni59Mo16 合金的 CPT 和 CCT

合金名称	PRE①	CPT/℃	CCT/℃
C-22	65	>85②	58
C-276	69	>85	>85
Inconel 686	74	>85	>85
00Cr23Ni59Mo16（59）	76	>85	>85
C-2000	75	>85	>85

① PRE = %Cr + 3.3%Mo。

② 高于 85℃，10% $FeCl_3$ 溶液的化学性遭到破坏。

4）焊接　00Cr23Ni59Mo16 合金的焊接性能良好，它可以使用常规的焊接方法（GTAW、等离子、MIG、TIG、手工电弧焊）进行焊接。焊前材料应处于固溶处理状态。充填金属的成分与母材相同。

3.6.5　物理性能

00Cr23Ni59Mo16 合金的物理性能：密度 8.6 g/cm³；熔化范围 1 310～1 360℃；相对磁导率（20℃）≤1.001；其他物理性能见表 8.7-74。

表 8.7-74　00Cr23Ni59Mo16 合金的室温和高温物理性能

温度/℃	比热容/J·(kg·K)⁻¹	热导率/W·(m·K)⁻¹	电阻率/μΩ·cm	弹性模量/GPa	线胀系数（室温）/10⁻⁶K⁻¹
20	414	10.4	126	210	—
93	—	—	—	206	—
100	425	12.1	127	207	11.9
200	434	13.7	129	200	12.2
204	—	—	—	199	—
300	443	15.4	131	196	12.5
316	—	—	—	194	—
400	451	17.0	133	190	12.7
427	—	—	—	188	—
500	459	18.6	134	185	12.9
538	—	—	—	181	—
600	464	20.4	133	178	13.1

3.6.6　应用

00Cr23Ni59Mo16 合金的应用领域同其他 Ni-Cr-Mo-W 合金，在 C-276 和 C-4 合金不能取得满意效果的使用环境，选用此合金尤为合适。在一些应用领域的使用效果汇总于表 8.7-75。

表 8.7-75　合金 59 的特殊应用领域

名　称	介 质 条 件	备　注
氟化、氯化反应压力容器	碳氢化物、氟化铵、专利催化剂（一个原子 F 取代一个原子 Cl）、H_2SO_4	C-276 合金寿命为 12～14 个月，合金 59 的寿命增加 3～4 倍
HF 生产的回转窑	HF、H_2SO_4	耐蚀性优于 686，C-22，C-2000
燃煤电厂 FGD	H_2SO_4、HCl、HF、Cl^-、F^-，在冷凝条件下 $Cl^- > 105 \times 10^{-6}$，$F^- > 10^4 \times 10^{-6}$，pH < 1	合金 59 较为适宜，寿命仅几天或数周，已使用数千吨
丙烯酸盐/甲基丙烯酸盐反应器，蛇形加热器	多脂酒精 + 丙烯酸 + 碘酸 130℃	Monel400 的腐蚀速度为 0.75 mm/a，合金 59 的腐蚀速度 < 0.025 m/a，设备寿命在 5 年以上



续表 8.7-75

名　　称	介 质 条 件	备　　注
柠檬酸生产工厂	柠檬酸钾 + 浓硫酸，96℃	6% Mo 超级不锈钢快速失效。合金 59 建成的第一个反应器，自 1990 年至今运行状态良好
铜厂	5% H_2SO_4 洗涤富 SO_2 气（45 ~ 60℃），生产 50% ~ 55% H_2SO_4（75℃），7 000 × 10^{-6} Cl^-，7 000 × 10^{-6} F^-	20 合金和衬胶设备很快破坏。合金 59 的腐蚀速度 < 0.025 mm/a，无局部腐蚀；合金 59 排风扇运行 4 年后仍完好无损
盐酸生产	H、Cl 燃烧生产 HCl 酸	优于 C-22 合金
醋酸工厂	硫酸盐、醋酸、磷酸盐、氯化物（pH1），100℃	C-276 腐蚀速度为 0.4 mm/a，合金 59 腐蚀速度为 0.04 mm/a
黄金生产	由含不纯金稀盐酸电解液中沉积海棉金。HCl，150℃	阴极板遭受严重腐蚀。合金 59 自 1990 至今运行良好

3.7　00Cr23Ni59Mo16Cu2（Hastelloy C-2000）

00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金是 20 世纪末期引入的新型 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金，与 00Cr23Ni59Mo16 合金的差别是添加了 Cu。Cu 的加入改善了合金耐还原性酸性介质的能力，尤其是提高了耐硫酸腐蚀的能力。由于 Cu 具有促进 μ 相析出的作用，因此合金耐敏化态晶间腐蚀性能不如 00Cr23Ni59Mo1 合金。

3.7.1　化学成分和组织结构

00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金的化学成分见表 8.7-7。在固溶状态下，此合金为面心立方 γ 相组织。在敏化条件，存在着沉淀相，与 00Cr23Ni59Mo16 合金相比，金属间相 μ 相稍多。

3.7.2　力学性能

00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金的室温力学性能见表 8.7-76。

表 8.7-76　00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金的室温力学性能（固溶态）

板材厚度/mm	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ（50 mm）/%
1.6	752	358	64.0
3.2	765	393	63.0
6.4	779	379	62.0
13	758	345	68.0
25	752	372	63.0

3.7.3　耐蚀性

1）均匀腐蚀　在 H_2SO_4、HCl 酸和 HF 酸等还原性介质中，此合金的耐均匀腐蚀性能与其他 Ni-Cr-Mo 合金类似。Mo、Cu 的复合作用使其更加耐还原性介质的腐蚀（图 8.7-48），此合金 w_{Cr}23% 的 Cr 含量确保了它在氧化性介质中的耐蚀性，此合金在含铁离子、铜离子或溶解氧的还原性介质中具有独特的耐蚀能力。一些均匀腐蚀数据见图 8.7-50 ~ 图 8.7-56 和表 8.7-68。

2）晶间腐蚀　此合金的耐晶间腐蚀能力相当于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，但不及 00Cr23Ni59Mo16 合金，见表 8.7-70 和表 8.7-71。

3）点蚀和缝隙腐蚀　00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金具有良好的耐点蚀和缝隙腐蚀性能，其耐点蚀和耐缝隙腐蚀能力相当于 00Cr23Ni59Mo16 合金（表 8.7-73）。

3.7.4　热加工、冷加工、热处理和焊接

由于此合金含 Cu，使热加工变得困难，但合金的热加工可执行 00Cr23Ni59Mo16 合金的工艺。冷加工和热处理特性与 00Cr23Ni59Mo16 合金相同。此合金易于焊接，除充填金属含 Cu 外，其他焊接工艺和特性与 00Cr23Ni59Mo16 合金相同。

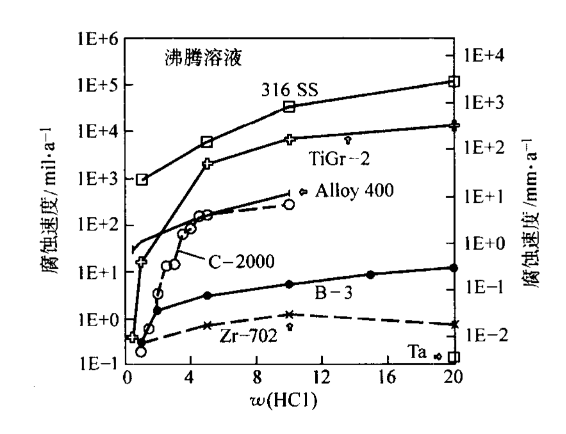


图 8.7-50　00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在 HCl 酸中（沸腾）的腐蚀

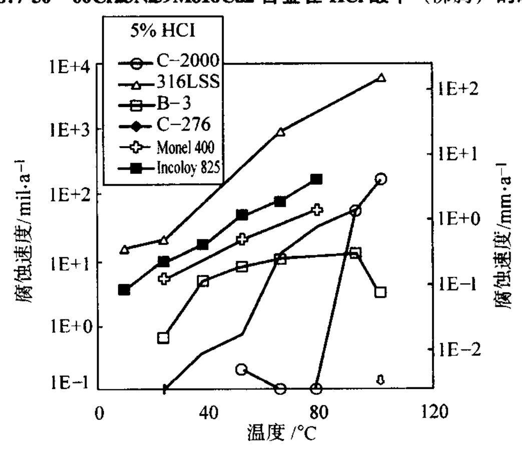


图 8.7-51　温度对 00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在 5% HCl 酸中腐蚀速度的影响

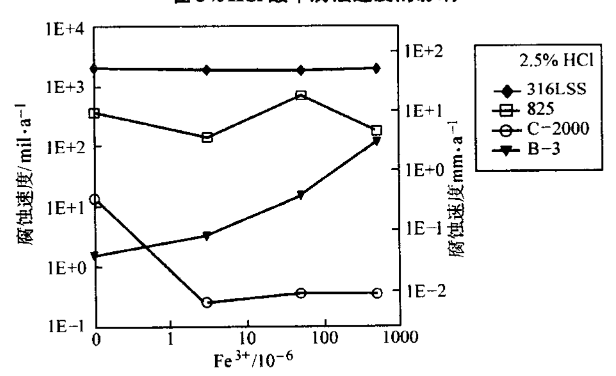


图 8.7-52　Fe^{3+} 对 00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在沸腾 2.5% HCl 酸中耐蚀性的影响



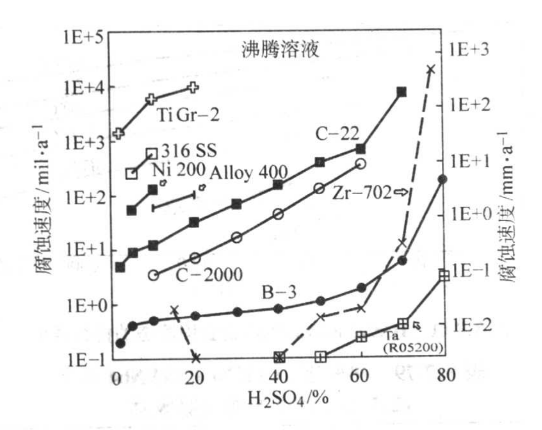


图 8.7-53 00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在沸腾 H_2SO_4 中的腐蚀

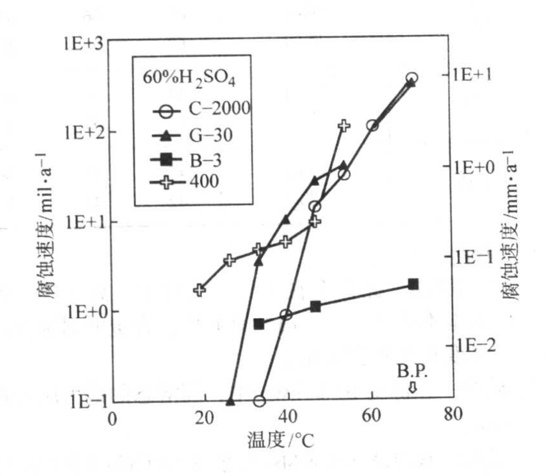


图 8.7-54 温度对 00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在 60% H_2SO_4 中耐蚀性的影响

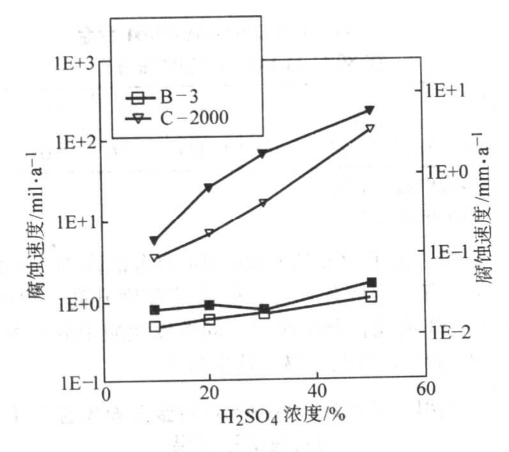


图 8.7-55 00Cr23Ni59Mo16Cu2 合金在含 $200\times10^{-6}Cl^-$ 的沸腾 H_2SO_4 中的腐蚀

3.7.5 物理性能

密度：8.50 g/cm³；线胀系数（25 ~ 100℃）12.4 × $10^{-6}K^{-1}$；热导率（室温）9.1 W/（m·K）；电阻率（室温）128 μΩ·m。

3.7.6 应用

主要用于既存在氧化又存在还原性腐蚀介质的化学加工设备和部件，例如反应器、热交换器、阀、泵和紧固件等。它在 HF 酸中具有优异的耐蚀性，因此它更加适用于 HF 酸生产和使用中含氟化物催化剂的环境。

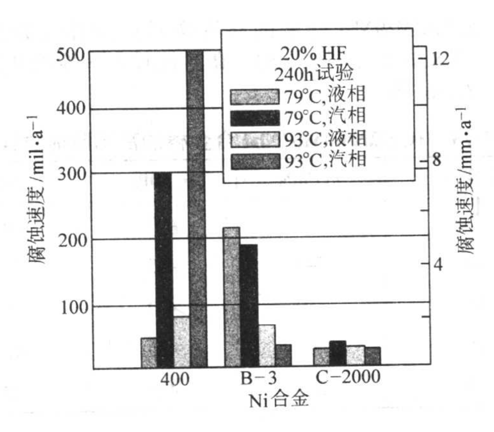


图 8.7-56 00Cr23ni59Mo16Cu2 合金在 HF 酸液相和气相中的腐蚀

3.8 1Cr22Ni60Mo9Nb4（Inconel 625）

1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金是一种既具有良好耐蚀性又具有相当高强度的 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金。此合金特别适用于要求高耐蚀性和高强度的服役条件。

3.8.1 化学成分和组织结构

1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的化学成分见表 8.7-7。此合金在固溶状态下具有单一奥氏体组织结构。在时效状态下将会存在 MC、M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物和金属间相沉淀，这些相的析出与受热历史相关。此合金对 σ 相析出不敏感，即使在 540 ~ 980℃长期停留也未发现 σ 相析出，合金的时间-温度-相变图（TTT 图）如图 8.1-5 所示。

3.8.2 力学性能

1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的室温拉伸性能见表 8.7-77。合金的疲劳性能如图 8.7-57 所示。

表 8.7-77 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金室温力学性能①

合金产品品种及热处理状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	硬度 HB
棒、板材					
轧态	850 ~ 1 100	400 ~ 750	60 ~ 30	60 ~ 40	175 ~ 240
退火态	850 ~ 1 050	400 ~ 650	60 ~ 30	60 ~ 40	145 ~ 220
固溶态	700 ~ 900	300 ~ 400	65 ~ 40	90 ~ 60	116 ~ 194
薄板、带材					
退火态	850 ~ 1 050	400 ~ 600	55 ~ 30		145 ~ 240
管材					
退火态	850 ~ 950	400 ~ 500	55 ~ 30		—
固溶态	700 ~ 850	300 ~ 400	60 ~ 40		—

① 所列数据取自最大尺寸为 100 mm 的冶金产品，对于更大尺寸的产品，需参看有关技术条件。

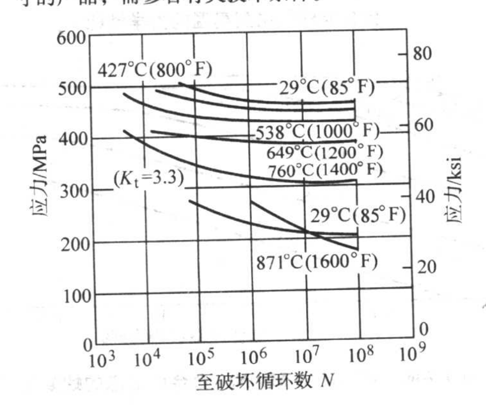


图 8.7-57 固溶态 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金棒材（φ15.9 mm）的旋转梁疲劳强度

1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的高温瞬时拉伸性能数据见表 8.7-78、图 8.7-58 和图 8.7-59，高温长时力学性能如图 8.7-60 和图 8.7-61 所示。

表 8.7-78 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金棒的高温瞬时拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_p/MPa	δ/%
21	855	490	50
540	745	405	50
650	710	420	35
760	505	420	42
870	285	475	125

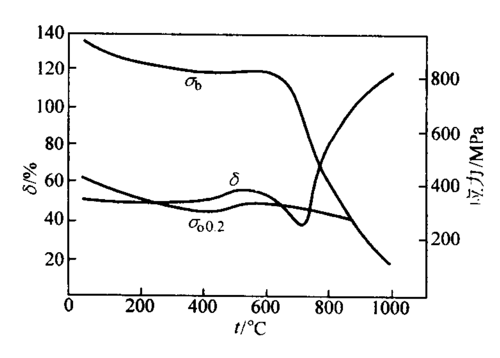


图 8.7-58 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金冷轧退火板材的高温瞬时力学性能

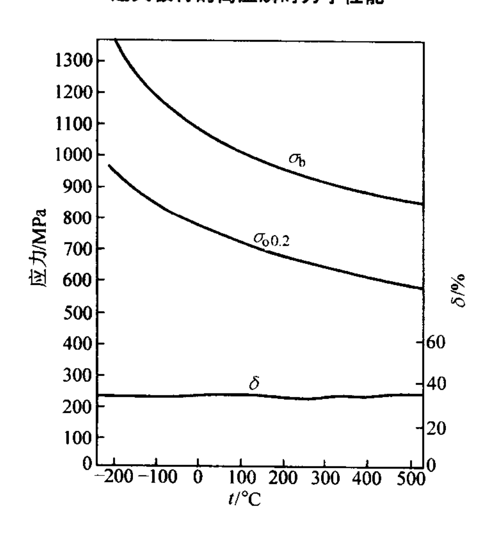


图 8.7-59 20%冷变形 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金薄板低温到高温的力学性能

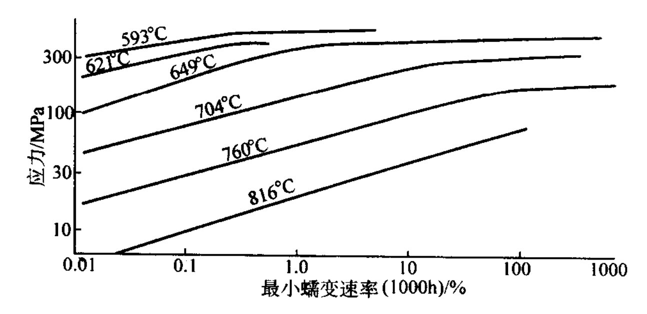


图 8.7-60 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金固溶态的蠕变性能

表 8.7-79 为 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的冲击性能，可见此合金在低温仍具有与常温相近的韧性。

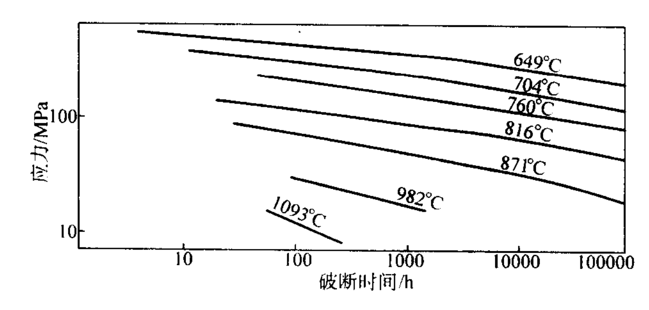


图 8.7-61 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金固溶态的持久强度

表 8.7-79 热轧态 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金 12.5 mm 板材的冲击吸收功

试验温度/℃	方 向	冲击吸收功（夏比试样）/J		
30	纵向	65	66	68
	横向	62	66	70
-78	纵向	53	60	66
	横向	53	57	60
-196	纵向	47	47	48
	横向	42	43	49

3.8.3 耐蚀性

1）均匀腐蚀　此合金在大气、天然水、海水、中性盐等介质中基本不腐蚀，在强腐蚀介质中，合金的耐蚀性随酸的浓度、温度和杂质含量而变动。

① 硝酸　在沸腾 65% HNO_3 中，固溶态的最大腐蚀速度 ≤0.75 mm/a。

② 硫酸　1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金在 80℃硫酸中的耐蚀性与浓度之间的关系见表 8.7-80。在酸洗液中（28% H_2SO_4 + 5.9% HF 酸，50～79℃），此合金的腐蚀速度为 1.225 mm/a。1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金不耐沸腾温度硫酸腐蚀。

表 8.7-80 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金在 80℃ H_2SO_4 中的耐蚀性

浓度/%	15①	15②	50	60	70	50
腐蚀速度/mm·a⁻¹	0.185	0.185	0.420	0.700	1.600	2.250

① 溶液中通入空气。
② 溶液中通入氮气。

③ 盐酸　由于 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的高 Mo 含量，在室温盐酸中有一定的耐蚀性，随溶液温度升高，耐蚀性下降，表 8.7-81 为此合金在 66℃不同浓度盐酸中的腐蚀数据，在 10% HCl 酸中，合金的腐蚀速度最高。

表 8.7-81 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金在 66℃盐酸中的腐蚀试验结果

浓度/%	5	10	15	20	25	30	50
腐蚀速度/mm·a⁻¹	1.7	2.02	1.60	1.25	0.85	0.85	0.375

④ 磷酸　1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金在浓度≤50%的沸腾试剂级磷酸中具有优良的耐蚀性，当磷酸浓度高于此值后，随浓度的升高，此合金的腐蚀率急剧上升，此合金仅适用于浓度≤50%的沸腾温度磷酸（图 8.7-62）环境中。

在湿法磷酸中，1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金具有良好的耐蚀性，试验结果汇总于表 8.7-82 中。

⑤ 碱　在试验室 50% NaOH 中，1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的年腐蚀速度为 0.012 5 mm。经 500 h 试验，未发现应力腐蚀。

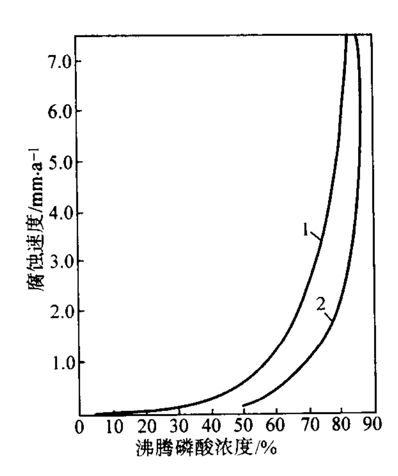


图 8.7-62 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金在沸腾 H_3PO_4 中的耐蚀性

1—试样置于烧杯底部；2—试样吊在酸液中

⑥ 氢氟酸 以萤石与硫酸反应制取氢氟酸，通常用 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金制造反应器衬里、管线、配件等，HF 气提塔挂片结果示出，此合金的均匀腐蚀速度仅为 0.075 mm/a。

2）晶间腐蚀 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金具有良好的耐晶间腐蚀性能，由沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$（ASTM G28A）所确定的 TTS 图表明，其抗敏化能力优于所有其他 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金（图 8.7-49）。图 8.7-63 示出此合金在 65% 沸腾硝酸中敏化处理对合金耐蚀性的影响。

在沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中，评价此合金的敏化敏感性，其结果表明，1 h 敏化并未对合金的腐蚀速度产生明显影响，见表 8.7-83。上述结果表明，1Cr22Ni-60Mo9Nb4 合金焊后不必进行固溶处理。

3）点蚀和缝隙腐蚀 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金具有良好的耐点蚀性能，在易产生点蚀和缝隙腐蚀的介质中，此合金的耐蚀性仅略低于 00Cr16Ni60Mo16W4 合金，见表 8.7-72。

表 8.7-82 在含 H_3PO_4 的混酸中 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的耐蚀性

试验条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹
湿法磷酸：28% H_3PO_4（20% P_5O_5）+20%～22% H_2SO_4 + 1%～1.5% 氟化物（可能是 H_2SiF_6），温度 82～110℃，试验 42 天，充空气，搅动为自然对流	0.035
湿法磷酸：99% H_3PO_4（72% P_2O_5）+3.7% H_2SO_4（3% SO_3）+0.5% 氟化物，温度 15.6～316℃，试验 20.8 天，充空气，搅动	0.370
蒸发器排出的废气：有 H_3PO_4、H_2SO_4 的蒸气，SO_3、亚硝酸、四氟化物、水蒸气。用含 0.1% H_3PO_4，0.06% H_2SO_4、0.1% 氟化物的水喷淋，温度 10～180℃，试验 20.8 天	0.322
含 HF、SiF_4、SO_2 的气体，温度 15.6～343℃，试验 20.8 天，充空气，有搅动，高速气流	0.052
93.5%（67.8% P_2O_5）上升蒸气中，含约 4% H_2SO_4 + 4.4% Fe 和 Al 的氧化物，有 <1.5% 的氟化物存在，温度 191～210℃，试验 52 天，充空气，快速搅动	0.750
湿法磷酸（含 91% P_2O_5），4%～6% H_2SO_4，2.8%～3.0% Fe 和 Al 的氧化物，0.5%～1.0% 氟化物，温度 199～238℃，试验 70 天，充空气，搅动	0.165
55% H_3PO_4（40% P_2O_5）+3% H_2SO_4（2.5% SO_3）+ 硫酸钙 + 氟化物。气-液相平衡（气相中含 H_2O 和 SiF_4），温度 105～128℃，试验 18.7 天，充空气，搅动	0.600
湿法磷酸（39% P_2O_5）+2% H_2SO_4 + 痕量 H_2SiF_6 和 HF 酸，总的氟化物当量约 1.2%，液相，温度 77～84℃，试验 96 天，充气，搅动	0.017
11%～13% H_2SiF_6 + 湿法磷酸生产过程中的杂质，液相，温度 60～73℃，试验 49 天，充空气，弱搅动	0.012～0.022

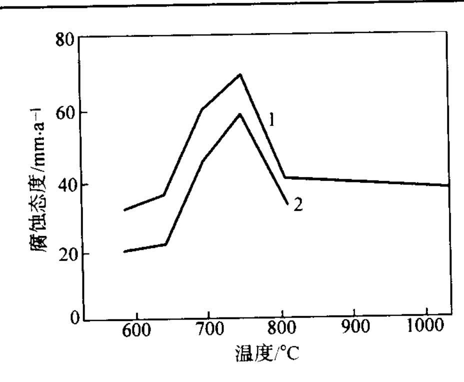


图 8.7-63 敏化处理（时间为 1 h）**对 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金腐蚀速度的影响**

1—固溶处理；2—退火处理

表 8.7-83 敏化处理对 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金板材在 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 沸腾溶液中耐蚀性的影响（板材经 1 204℃×20 min 水冷处理后再经不同温度敏化 1 h）

热处理	腐蚀速度/mm·a⁻¹	热处理	腐蚀速度/mm·a⁻¹
538℃×1 h	1.47	871℃×1 h	1.95
593℃×1 h	1.37	982℃×1 h	1.42
649℃×1 h	1.42	1 038℃×1 h	1.20
704℃×1 h	1.77	1 093℃×1 h	1.20
760℃×1 h	1.30	1 149℃×1 h	1.62
816℃×1 h	1.30	1 204℃×1 h	1.72

3.8.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工 此合金的高温变形抗力大，一般的热加工温度为 1 170℃，大变形量变形宜在 1 010～1 170℃下进行，微量变形可在 930℃以上进行。

2）冷加工 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金具有良好的冷变形性能，适宜冷加工和冷成形操作。冷加工可使合金硬化，由于合金加工硬化倾向大（图 8.7-64），冷加工和冷成形时需适时进行中间软化退火处理。



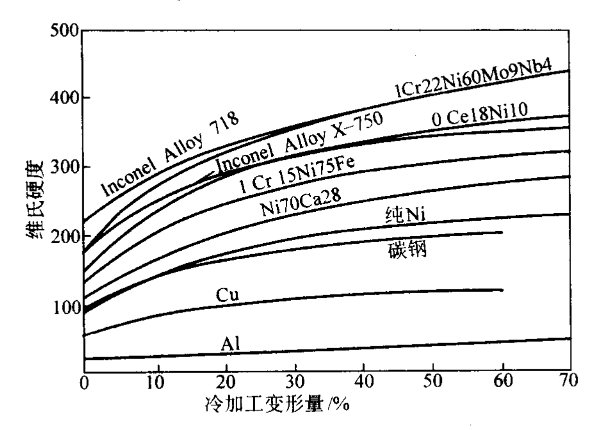


图 8.7-64 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的冷加工变形量与其硬度的关系

3）热处理 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的固溶处理温度为 1 093～1 204℃，冷、热加工和成形后的退火温度为 927～1 038℃，一般冷加工或冷成形后软化处理温度在 1 000～1 038℃为宜。为了消除残余应力，需在 871℃以上加热才有效，而为了降低合金冷拔后的残余应力，600～760℃加热便有明显效果。

4）焊接 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金焊接性良好，可采用通常的焊接方法进行焊接（TIG、MIG、手工电弧焊），焊接此合金的材料见表 8.7-84。

3.8.5 物理性能

此合金的物理性能见表 8.7-85。

3.8.6 应用

由于 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金既具有高耐蚀性，又具有高的热强性。因此，既可作为耐蚀合金，又可作为耐热合金使用，同时还可作为高温下耐腐蚀合金使用。在化学工业中，1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金可用于耐海水的点蚀，耐氯化物的应力腐蚀，耐含 F^- 磷酸的腐蚀等。例如，制造壁较薄的容器和管件、耐蚀管道、反应器、蒸馏塔、换热器和阀件等。

表 8.7-84 焊接 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金用焊条和填丝的化学成分（质量分数） %

品种	Ni	Cu	C	Mn	Fe	S	Si	Cr	Nb	Mo	Al	Ti	Co	P
焊条	≥55	≤0.50	≤0.10	≤1.0	≤7.0	≤0.02	≤0.75	20～23	3.15～4.15	8～10	—	—	≤0.12	≤0.03
填丝	≥58	≤0.50	≤0.10	≤0.50	≤5.0	≤0.015	≤0.50	20～23	3.15～4.15	8～10	≤0.40	≤0.40	—	≤0.02

表 8.7-85 1Cr22Ni60Mo9Nb4 合金的物理性能

密度 /g·cm^{-3}	熔点 /℃	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$		热导率/kW·(m·K)$^{-1}$				电阻率/μΩ·m			线胀系数/10^{-6}K^{-1}		
		21℃	316℃	21℃	40℃	200℃	538℃	21℃	40℃	200℃	93℃	200℃	538℃
8.44	1 288～1 349	410	460	0.92	1.01	1.25	1.74	1.29	1.29	1.34	12.78	13.14	14.04

3.9 00Cr16Ni76Mo2Ti

00Cr16Ni76Mo2Ti 合金是镍铬钼耐蚀合金中钼含量最低的一种。它主要用于前述简单镍铬耐蚀合金 0Cr15Ni75Fe 耐蚀性和高温强度稍有不足的条件下，00Cr16Ni76Mo2Ti 合金的特点是耐高温 HF 气体的性能好，且易加工、易成形和焊接，成本较高钼合金低廉。

3.9.1 化学成分和组织结构

00Cr16Ni76Mo2Ti 合金的化学成分见表 8.7-7。此合金在固溶状态下为纯奥氏体组织，在时效或敏化状态下，有少量碳化物析出。

3.9.2 力学性能

00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的室温和高温瞬时力学性能见表 8.7-86。高温疲劳和持久强度如图 8.7-65 和图 8.7-66 所示。

表 8.7-86 00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的力学性能

试样状态	温度/℃	力学性能				冲击韧度 a_K/J·cm^{-2}
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	
铸造合金铸态	室温	481～520	186～255	36～59	36～75	>294
	550	226～275	—	约 32	—	>118
	650	206～294	—	约 40	—	—
	750	226～265	—	20～39	—	—
	1 050	58.8	—	—	—	—
热加工棒材固溶态	室温	637～667	206	约 57	约 72	>294
	550	约 639	—	约 64	约 62	>118
	650	约 402	—	约 35	约 32	>118
	750	约 314	—	约 28	约 27	>118
	1 050	约 78.5	—	约 21.5	约 21.5	—

3.9.3 耐蚀性

00Cr16Ni75Mo2Ti 合金除在氧化性介质中的耐蚀性稍低于 0Cr15Ni75Fe 合金外，在酸、碱、盐、高温 HF 气体中的耐蚀性均优于 0Cr15Ni75Fe 合金。

00Cr16Ni75Mo2Ti 合金在氟气、氟化氢和氯化氢高温气体中的耐蚀性汇总于表 8.7-87 中。此合金呈现出良好的耐蚀性，尤其是在高温 HF 气体中，此合金对介质中氧（空气）的存在不像高钼合金那样敏感，在含空气的 HF 气体中，并未使合金的腐蚀速度明显增加。图 8.7-67 为 00Cr16Ni75Mo2Ti 合金在高温氟化氢气体中的耐蚀性与 HF 浓度和温度的关系，自 550℃以后，随温度升高，合金的腐蚀明显加速。在 70%HF 气体中此合金的耐蚀性随温度的变化

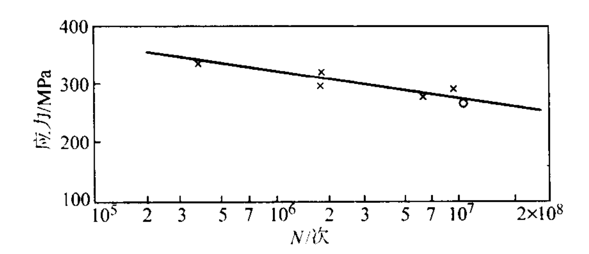


图 8.7-65　550℃时 00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的疲劳性能
× 试样破断；○ 试样未破断（280 MPa）

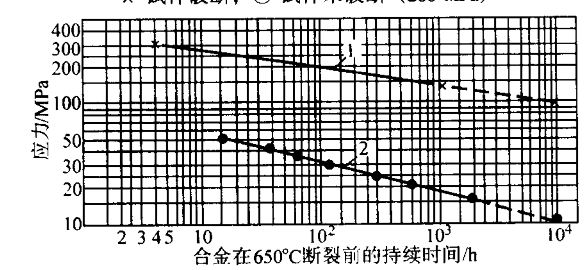


图 8.7-66　650℃时 00Cr16Ni60Mo2Ti 合金（1）的持久强度并与 Ni68Cu28 合金（2）相比较

表 8.7-87　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金在几种高温气体中的耐蚀性

试验介质	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/$g\cdot(m\cdot h)^{-1}$	备　注
氟　气	150	88	0.001 6	表面无变化
	200	88	0.003 5	表面稍变暗，发蓝
	300	88	0.023	表面有紫蓝色薄膜
氯化氢气	150	120	0.001 3	
	200	120	0.004 0	
	300	124	0.022	表面膜褐黄色，较薄
	400	96	0.216	
氟化氢气 无水 HF	450	24	0.064	
	550	15	0.164	
		110	0.054	
	660	24	0.979	
70% HF + 30% H_2O	550	15	0.117	
		120	0.042	
	650	20	0.520	
		86	0.333	
70% HF + 30% H_2O + 1%空气	550	15	0.168	
		112	0.059	
		112	0.059	
70% HF + 30% H_2O + 2%空气	550	15	0.204	
		65	0.077	
60% HF + 40% H_2O	450	24	0.033	
	600	24	0.200	
		100	0.120	
60% HF + 40% H_2O + 3.5%空气	600	24	0.21	
	450	24	0.037	
	550	24	0.084	
38% HF + 62% H_2O	600	24	0.200	
	700	24	0.800	

如图 8.7-68 所示，为了比较，引入了 0Cr15Ni75Fe 合金的数据，显然，在相同温度和浓度的 HF 气体中，00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的耐蚀性较 0Cr15Ni75Fe 合金要好。

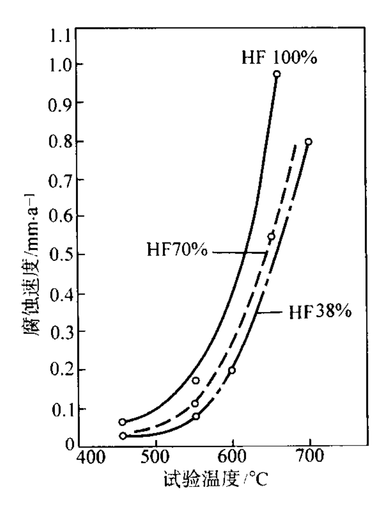


图 8.7-67　在不同温度的纯 HF 气体中，00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的耐蚀性

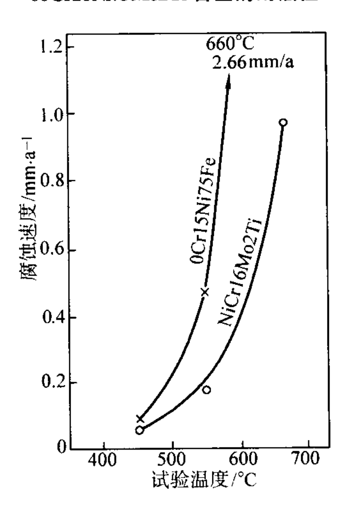


图 8.7-68　在 70% HF 气体中，00Cr16Ni75Mo2Ti 合金与 0Cr15Ni75Fe 合金耐蚀性的比较

在 5% HF 酸中的腐蚀试验表明，此合金的耐蚀性优于 Ni68Cu28（Monel 400）合金和 0Cr15Ni75Fe（Inconel 600）合金，如图 8.7-69 所示。

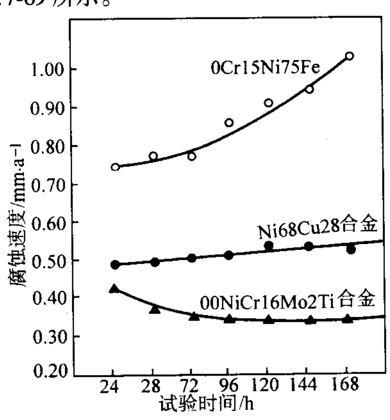


图 8.7-69　在 5% HF 酸中，00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的耐蚀性（97℃）并与 Ni68Cu28 合金和 0Cr15Ni75Fe 合金相比较

3.9.4　热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金是热加工性能最好的 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金，一些热塑性评价结果如图 8.7-70～图 8.7-72 所示。根据塑性评价试验结果和实践，此合金的热加工温度区间为 950～1 200℃，最理想的热加工温度为 1 160～1 180℃。

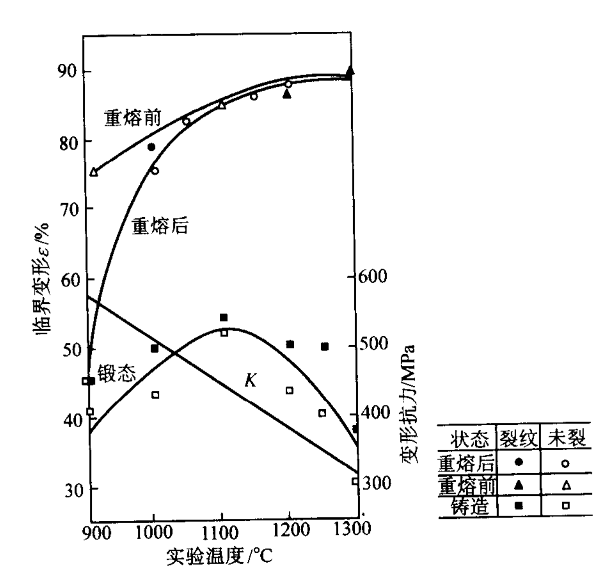


图 8.7-70　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金落锤试验热塑性图

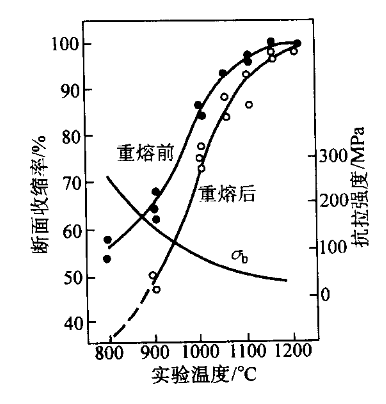
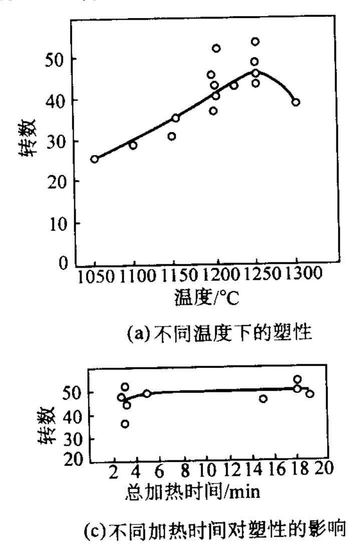


图 8.7-71　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金张力拉缩热塑性图

2）冷加工　此合金冷加工性能与一般 Cr-Ni 奥氏体不锈钢相同，不会遇到困难，冷作可使合金硬化，硬化或半硬化态的合金适于制造弹性部件。冷作硬化特性如图 8.7-73 所示。

3）热处理　为获得最佳耐蚀性和力学性能等综合性能，此合金应进行固溶处理，推荐固溶处理温度为 1 100～1 150℃，为发挥钛的固定碳的作用，提高抗敏化性能，此合金亦可进行稳定化处理，其稳定化温度与钛稳定化的 Cr-Ni 奥氏体不锈钢相同。



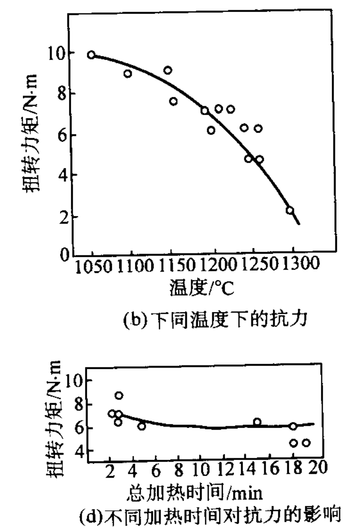


图 8.7-72　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金高温扭转试验结果

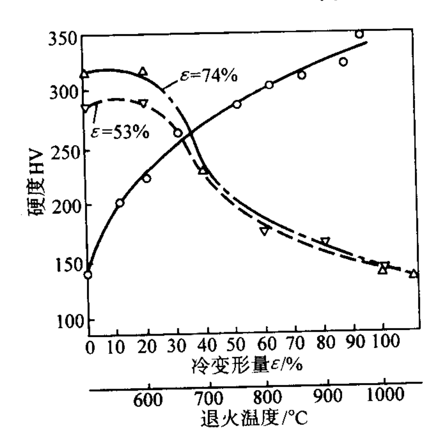


图 8.7-73　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金冷轧变形量、退火温度与硬度的关系

4）焊接　此合金的焊接性良好，可采用 TIG、MIG 和手工电弧焊。电焊条为镍基一号焊条，充填金属丝为镍基一号焊丝。焊接接头力学性能和耐蚀性与母材相当。

3.9.5　物理性能

00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的物理性能见表 8.7-88。

3.9.6　应用

此合金为中国研制的耐蚀合金，用于解决核燃料生产中所遇到的含 F^-、Cl^- 湿态介质腐蚀和高温 HF 气体所引起的腐蚀问题，亦可用于化学工业中的类似服役环境。实践表明，用此合金制造的设备和部件在 550℃的高温 HF 环境中获得了满意的使用效果。



表 8.7-88　00Cr16Ni75Mo2Ti 合金的物理性能

密度 /g·cm^{-3}	电阻率 (25℃) /μΩ·m	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$			热导率/W·(m·K)$^{-1}$			
		23～300℃	23～400℃	23～500℃	100℃	300℃	500℃	700℃
8.4	1.458	14.267	14.632	14.907	11.9	15.3	18.6	22.0

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第 8 章　镍铬钼铜耐蚀合金

镍铬钼铜耐蚀合金是向镍铬钼合金中加入 Cu 而发展起来的，主要是为了提高其在非氧化性酸，特别是在磷酸和硫酸中的耐蚀性。由于合金中既含有较高的 Cr，同时又有含有 Mo 和 Cu，因此，这类合金还耐除盐酸、氢氟酸以外的还原性酸和氧化加还原性混酸的腐蚀。表 8.8-1 中列入了常用的镍铬钼铜耐蚀合金的化学成分。

表 8.8-1　常用镍铬钼铜耐蚀合金的化学成分

化学成分标号	相当的国内牌号	相当的国际常用牌号	化学成分(质量分数)/%								
			Ni	Cr	Mo	Cu	Fe	Mn	Si	C	其他
0Cr21Ni68Mo5Cu3	—	IlliumR(变形合金)	68	21.0	5.0	3.0	1.0	1.25	0.70	0.05	—
0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5	—	IlliumG(铸造合金)	56	22.5	6.5	6.5	6.5	1.25	0.65	0.08	—
0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si4B	—	IlliumB(铸造合金)	50	28	8.5	5.5	2.0～3.5	1.25	2.5～6.5	0.05	0.05～0.55
0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5	—	Illium98(铸造合金)	55	28	8.5	5.5	1.0	1.25	0.70	0.05	—

1　铜对镍铬钼合金耐蚀性的影响

虽然发展了许多含铜的镍铬钼铜耐蚀合金，但是，系统研究 Cu 对镍铬钼合金腐蚀性能的影响的文献并不多见。已知，向 Cr-Ni-Mo 不锈钢和 Fe-Ni-Cr-Mo(Ni 质量分数约 35%)铁镍基耐蚀合金中，加入质量分数 1%～3% Cu，对其耐硫酸、磷酸等腐蚀的作用是有益的。表 8.8-2 列出了质量分数 2% Cu 对含 Ni 质量分数约 45% 的 Ni-Fe-Cr-Mo 合金耐蚀性的影响。图 8.8-1 和图 8.8-2 是国内在研究 Cu(质量分数 1%～10%)对 75Ni-15Cr-2Mo-1Ti 合金在稀盐酸和高温 HF 气中腐蚀行为时所取得的结果。显然，质量分数 1%～3% Cu 对合金耐稀 HCl 酸有益，而 Cu 对合金耐 HF 气腐蚀无益。

表 8.8-2　Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 耐蚀合金耐蚀性的影响

合金	H_2SO_4			H_3PO_4		
	浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹	浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr22Ni46Mo6.5Fe20	10	沸腾	2.425	10	沸腾	0.025
	25	沸腾	7.975	30	沸腾	0.200
	30	沸腾	—	50	沸腾	0.250
	50	沸腾	10.050	85	沸腾	4.800
	55	沸腾	—			
	60	沸腾	>25.000			
0Cr22Ni44Mo6.5Fe20Cu2	10	沸腾	0.450	10	沸腾	0.025
	25	沸腾	—	30	沸腾	0.100
	30	沸腾	0.525	50	沸腾	0.175
	50	沸腾	—	85	沸腾	0.500
	55	沸腾	3.600			
	60	沸腾	10.300			

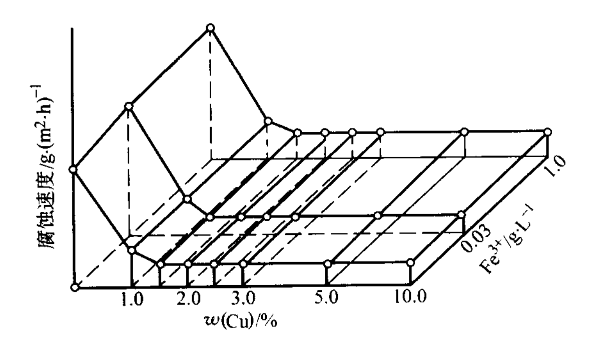


图 8.8-1　在 1% 沸腾盐酸中，合金中铜含量对 Ni75Cr15Mo2Ti 合金耐蚀性的影响

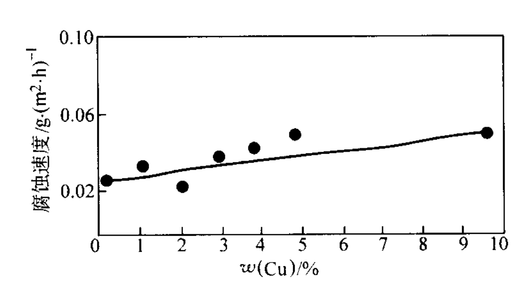


图 8.8-2　在 550℃HF 气中，Cu 对 Ni75Cr15Mo2Ti 合金耐蚀性的影响

介质 HF:H_2O=70:30

2　常用几种镍铬钼铜耐蚀合金的组织、性能和应用

为了满足耐 H_2SO_4、H_3PO_4 以及既耐 HNO_3 又耐 H_2SO_4、H_3PO_4 或是它们混酸的腐蚀，早在 1915 年就研制出了镍铬钼铜合金 Cr21Ni60Mo4.5Cu6.5W2。在此合金基础上，几十年来又相继出现了一些镍铬钼铜耐蚀合金，而用途较广的主要合金见表 8.8-1。0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金是为了解决 98% 热 H_2SO_4 腐蚀而产生的。为了提高 0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金的耐磨蚀性，加入 Si、B 而出现的0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si4B 合金，通过时效热处理便可达到此目的。表 8.8-1 中所列的几种牌号中，0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金是唯一的变形合金。其他牌号由于 Cr、Mo 含量高，难以通过热加工达到热变形的目的，故多做成铸件使用。

2.1　几种合金的化学成分和组织结构

表 8.8-1 所列入的 4 种镍铬钼铜合金是发展最早、应用也相对较广的合金。这些合金固溶处理态一般为单相奥氏体组织，但 0Cr50Ni28Mo8.5Cu5.5Si4B 合金，由于含有较高的 Si、B，因此，不论是固溶态还是时效态均有复杂的含 Si、B 的沉淀相析出。这些相的存在，使 0Cr50Ni28Mo8.5Cu5.5Si4B 合金硬化并使其耐磨性、耐磨蚀性能提高。

2.2　力学性能

表 8.8-3 给出了几种 Ni-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金的室温力学性能。



表 8.8-3　几种镍铬钼铜合金的室温力学性能

合　金		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ /%	硬度 HBS
0Cr21Ni68Mo5Cu3	固溶态	776	290	45.7	51.9	162
	20%冷加工态	971	653	11.5	44.2	238
0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5		460	192	7.5	11.3	168
0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si4B		420～460	—	1～4.5	2.5～3.5	200～240
0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5		372	—	18	22	160

2.3　在各种介质中的耐蚀性

2.3.1　海水中

在海水中，表 8.8-1 中给出的 4 种 Ni-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金在一般情况下均有较好的耐海水腐蚀性能，而且海水的流速对它们并没有显著的影响。例如，由于流速低，合金表面结垢或有微生物附着，合金仍具有一定的耐点蚀性能。试验表明，在海水中浸入 3 年，0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金的腐蚀率为 0.007 5 mm/a，0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金为 0.001 25 mm/a，两种合金均无点蚀产生。

2.3.2　硫酸中

在硫酸中，在没有充入空气也无氧化剂存在的条件下，稀 H_2SO_4 本质上是还原性的；而在≥80%（室温）、≥40%（沸腾）和约 60%（60～95℃）等浓度、温度条件下，H_2SO_4 的本质则是氧化性的。本节所介绍的 Ni-Cr-Mo-Cu 合金，在还原性的 H_2SO_4 中有近乎相同的耐蚀性；而它们之间耐 H_2SO_4 性能的差异则主要表现在热、浓硫酸中。温度高于 65℃、浓度在 70%～85%的 H_2SO_4，对耐蚀合金具有最大的腐蚀性。因而，耐此种浓度的热 H_2SO_4 的合金是很少的。而浓度再高，由于酸的离子化倾向降低，故腐蚀性反而减弱。高 Ni-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金，由于其化学成分上的特点，不仅可耐不同温度、浓度的 H_2SO_4，而且可在氧化、还原交变条件下使用。

图 8.8-3 和图 8.8-4 是几种 Ni-Cr-Mo-Cu 合金在 H_2SO_4 中的试验结果。由图 8.8-4 可知，0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金耐 60℃以下所有浓度的 H_2SO_4 腐蚀；除 65%～85% H_2SO_4 外，此合金可用于耐约 90℃其他浓度 H_2SO_4 的腐蚀；在沸腾 H_2SO_4 中，此合金仅限于在≤40%浓度下使用。在图 8.8-5 中，当合金中铬含量 w(Cr) 提高到 28%，而 Mo、Cu 总含量保持不变时，即 0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金，其耐强氧化性 H_2SO_4 的性能有明显改善。例如，在浓度≥65%的 H_2SO_4 中耐蚀性提高，但 70%～85%浓度的 H_2SO_4 例外，它仅能用于≤80℃。即便如此，0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金在生产硫酸时是非常有用的一种合金。图 8.8-6 的结果表明，当合金中含有质量分数≥3.5%的 Si 时，Ni-Cr-Mo-Cu 合金耐热浓硫酸的性能还会得到进一步改善。在 96%～98% H_2SO_4 中，温度对几种 Ni-Cr-Mo-Cu 合金耐蚀性的影响见图 8.8-7。显然，含高 Si 的 0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si2B 合金具有最佳的耐蚀性。

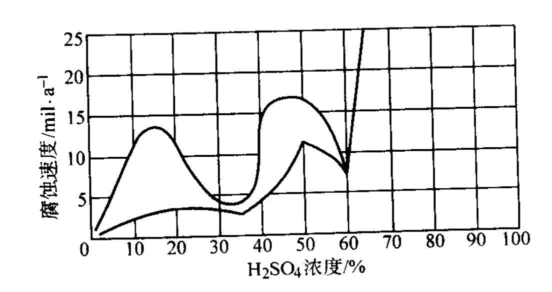


图 8.8-3　在沸腾 H_2SO_4 中，0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金的耐蚀性
（1 mil = 0.025 mm）

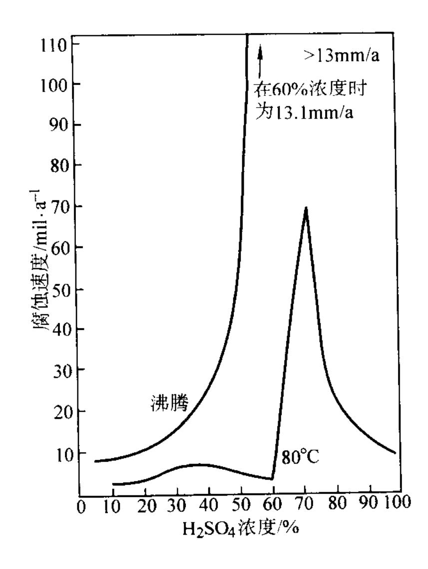


图 8.8-4　0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金在 80℃的沸腾 H_2SO_4 中的耐蚀性
（1 mil = 0.025 mm）

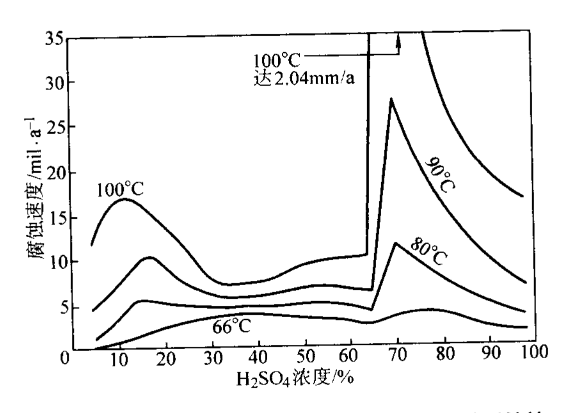


图 8.8-5　0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金在硫酸中的耐蚀性
（1 mil = 0.025 mm）

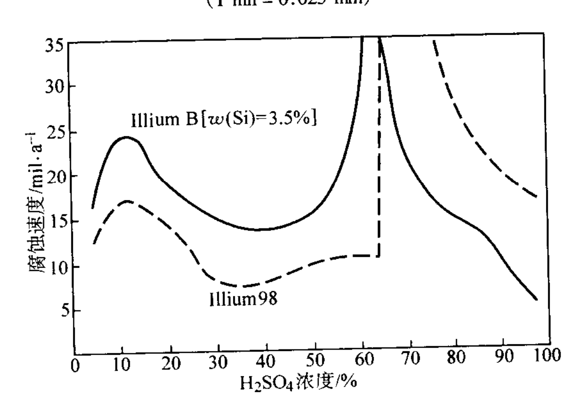


图 8.8-6　两种镍铬钼铜合金在 100℃ H_2SO_4 中的耐蚀性
（1 mil = 0.025 mm）

2.3.3　氢氟酸中

在氢氟酸中，镍铬钼铜耐蚀合金可耐 60℃以下许多不充空气的无水氢氟酸的腐蚀。但是，一旦温度更高或酸中充入空气，则这些合金的腐蚀速度便会显著增加。表 8.8-4 列出了 0Cr21Ni68Mo5Cu3 变形合金的试验结果。显然，充入空气有明显的加速腐蚀的作用。而试样部分浸入较全部浸入时

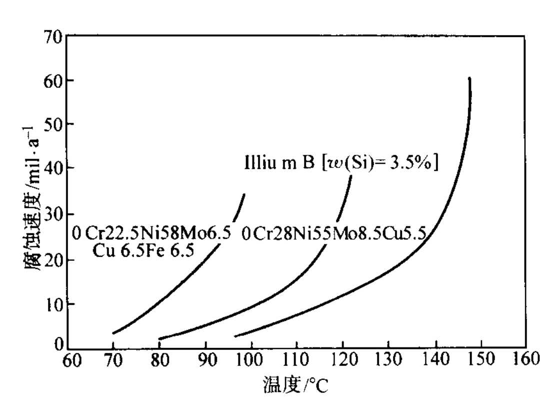


图 8.8-7 几种镍铬钼铜合金在 96% ~ 98% H_2SO_4 中，不同温度下的耐蚀性比较

(1 mil = 0.025 mm)

的腐蚀速度也明显提高。一些试验也表明，镍铬钼铜合金中铬含量和钼含量高的牌号具有较好的耐氢氟酸腐蚀的性能。

在 HF + H_2SO_4 混酸，(25% ~ 35% H_2SO_4 + 4% ~ 85% HF 酸，50 ~ 80℃)中的试验表明，几种镍铬钼铜合金均有相当的耐蚀性，见表 8.8-5。

氢氟硅酸一般比氢氟酸腐蚀性稍弱。前述几种镍铬钼铜合金均可耐此种酸的腐蚀。表 8.8-6 是一些实验结果。

2.3.4 盐酸中

在盐酸中，由于金属氯化物在溶液中有较高的溶解度，且氯离子有较大的浓度，所以提高盐酸的浓度、温度、流速、充入空气量等均加速合金的腐蚀。除非常稀的盐酸(≤2%)外，镍铬钼铜合金仅能用于近室温、且不充入空气的盐酸中。例如 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金仅限于在≤15%、室温盐酸中使用。表 8.8-7 列出了一些试验结果。

表 8.8-4 变形 0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金在 HF 酸中的耐蚀性

HF 酸浓度/%	温度/℃	时间/d	试验条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹
50	60	35	溶液上部充入氮气	液相 0.225 气相 0.075
50	60	35	溶液上部充入空气	液相 2.750 气相 0.325
65	60	35	溶液上部充入氮气	液相 0.200 气相 0.025
65	60	35	溶液上部充入空气	液相 1.025 气相 0.325
5 48	65 65	33 40	试样全部浸入溶液中 试样全部浸入溶液中	0.540 0.292
5 48	65 65	33 40	试样部分浸入溶液中 试样部分浸入溶液中	1.167 1.513

表 8.8-5 几种镍铬钼铜合金在 H_2SO_4 + HF 混酸中的耐蚀性

合金牌号	缝隙处最大腐蚀深度/mm	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5	0	0.125
0Cr21Ni68Mo5Cu3	0	0.150
0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si2B	—	0.625

表 8.8-6 Ni-Cr-Mo-Cu 合金在氢氟硅酸中的试验结果

合　金	试验条件	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr21Ni68Mo5Cu3	12% ~ 13% H_2SiF_6 + 不溶性杂质，60 ~ 70℃，49 d	0.125，0.725
0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5	12% ~ 13% H_2SiF_6 + 不溶性杂质，60 ~ 70℃，49 d	0.050，0.050
0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5	12% ~ 13% H_2SiF_6 + 不溶性杂质，60 ~ 70℃，49 d	0.550，0.650
0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5	20% H_2SiF_6 + 不溶性杂质，流速 0.3 m/s，54 ~ 60℃	0.085

表 8.8-7 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金在盐酸中的腐蚀实验结果

酸浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
5	21	≤0.100
7	21	0.100 ~ 0.375
7	50	>3.125
10	21	≤0.100
16	50	>3.125
22	21	1.25 ~ 3.125
22	50	>3.125
32	41	>3.125
浓盐酸	21	>3.125

2.3.5 磷酸中

在磷酸中，0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金在 H_3PO_4 中的试验结果见表 8.8-8。由表中结果可知，除沸腾温度下的约 50% 和约 80% H_3PO_4 外，此合金在所试验条件下，其耐蚀性是可以接受的。而在实际湿法生产磷酸条件下，工业酸中还有一定数量的硫酸、氢氟酸和氢氟硅酸以及金属盐类，此介质本质上呈氧化性。此种介质的腐蚀性往往取决于它的 F^- 含量。而 F^- 含量则又随磷矿来源的不同而异。如果磷矿中含有足量的硅并能与游离的 HF 酸反应而形成氢氟硅酸时，则介质的腐蚀性会减弱。表 8.8-9 列出了向 55% H_3PO_4 中加入少量(0.8%)HF 酸时的试验结果。显然，高铬含量且有 Mo Cu 复合时的镍铬钼铜合金具有最佳的耐蚀性。表 8.8-10 是两种镍铬钼铜合金在湿法 H_3PO_4 生产条件下进行腐蚀试验所取得的结果。由表可知，在相同的试验条件下，铬含量高时(例如 0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 合金)具有更好的耐蚀性。

2.3.6 亚硫酸中

在亚硫酸中，镍铬钼铜合金可耐湿的 SO_2 和大多数浓度、温度的亚硫酸的腐蚀。而在比较纯的亚硫酸中的耐蚀性，含 Cu 合金并不比不含 Cu 但 Cr、Mo 含量相同的合金优越。当然，当亚硫酸中有一定量的 H_2SO_4 存在而组成混酸时，含 Cu 合金较不含 Cu 合金，其耐蚀性要好得多。



表 8.8-8　在 H_3PO_4 中铸造 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金的耐蚀性

H_3PO_4 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	H_3PO_4 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
10	70～75	0.042 5	50	沸腾	1.560
10	80	0.065 0	75～80	75	0.027 5
10	沸腾	<0.042 5	85	70～75	0.002 5
25	70～75	0.015 0	85	88	<0.042 5
26	94	0.007 5	85	沸腾	<2.0
30	88	<0.042 5	117(85%P_2O_5)	60	0.060
30	沸腾	<0.20	117(85%P_2O_5)	60	0.042 5
50	80	0.015 0	117(85%P_2O_5)	120	0.040
50	98	0.275	117(85%P_2O_5)	180	0.310

表 8.8-9　在 55%H_3PO_4+0.8%HF 介质中一些常用合金的耐蚀性比较

合金主要化学成分(质量分数)/%					牌　号	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
Ni	Cr	Mo	Cu	Fe		试验Ⅰ	试验Ⅱ
68	21	5	3	1	Illium R	0.160	—
58	22.5	6.5	6.5	6.5	Illium G	0.192	—
44	22.2	6.5	2	20	Hastelloy G	—	0.225
34	20.0	2.5	3.3	39	Carpenter 20cb-3	—	0.330
55	28	8.5	5.5	1	Illium 98	—	0.395
42	21.5	3.0	2.25	30	Incoloy 825	0.335	0.403
61	22	9	—	3	Inconel 625	0.415	—
71	7	16	—	4	Hastelloy N	0.620	—
54	15.5	16	—	5	Hastelloy C	0.717	—
61	—	28	—	5	Hastelloy B	0.740	—
4.7	22	6.5	—	17	Hastelloy F	2.275	—
2.9	20	2.5	3.3	44	Carpenter 20cb	2.525	—
14	19	3～4	—	61	AISI 316	5.025	—

表 8.8-10　两种 Ni-Cr-Mo-Cu 合金在湿法 H_3PO_4 生产过程中的腐蚀试验结果

腐蚀试验条件	温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
		时间/d	0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5	0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5
36%H_3PO_4+2.9%H_2SO_4+痕量 H_2SiF_6+Al 和 Fe 的磷酸盐，在强滤液密封罐中	43	90	0.065	0.010
52%H_3PO_4+2.9%H_2SO_4+痕量 HFH_2SiF_6+Fe 的磷酸盐，在蒸发器密封罐中	40～50	61	0.035 0	0.001 5
36%H_3PO_4+2.9%H_2SO_4+一些 HF 酸，在反应器出口处	77～84	90	0.100	0.037 5
55%H_3PO_4+一些 HF 酸、H_2SiF_6、$CaSO_4$，在蒸发器泵出口处	80～85	42	0.217 5	0.020
61%H_3PO_4 过滤后+少量 H_2SO_4 和 H_2SiF_6，在滤液密封罐中	80	10	0.150	—
69%H_3O_4+3%～4%H_2SO_4+3%～4%$CaSO_4$+痕量 H_2SiF_6		81	0.035	0.022 5
69%H_3PO_4+少量 H_2SO_4 和 H_2SiF_6，在反应器的淤泥中，以 3 m/min 速度搅动	100	10	1.800	0.35
69%H_3PO_4 喷雾，H_2SiF_6、SiF_4+一些 HF 酸、磷矿石以及 $CaSO_4$	65～85	10	0.525	0.375

2.3.7 硝酸中

在硝酸中，由于这几种镍铬钼铜合金中铬含量较高，因而均具有相当的耐 HNO_3 腐蚀性能。例如 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金可耐 70℃以下所有浓度 HNO_3 的腐蚀；当 HNO_3 温度达到沸点时，此合金可耐浓度≤25% HNO_3 的腐蚀。表 8.8-11 中列出了 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金的试验结果。由于铬含量提高，耐 HNO_3 性能也提高，所以含 Cr 质量分数约 28% 的镍铬钼铜合金的耐 HNO_3 性能优于 0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金。

由于一般不锈钢耐硝酸的性能已能很好地满足工程的需要，因此，为了解决 HNO_3 的腐蚀，无需选用价格昂贵的镍铬钼铜合金。但是，对于既耐 HNO_3 又耐 H_2SO_4 或 H_3PO_4 等的环境，对于耐 HNO_3 和 H_2SO_4、H_3PO_4 等混酸的条件，对于耐含有 F^-、Cl^- 的 HNO_3 介质等的环境，选用镍铬钼铜耐蚀合金是可以考虑的。

表 8.8-11 Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金在 HNO_3 中的耐蚀性

HNO_3 浓度/%	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
	22℃	88℃	沸腾
5	<0.005 0	0.020	<0.20
10	<0.005 0	0.020	<0.20
25	<0.005 0	0.020	<0.20
40	<0.020	<0.20	1.88
50	<0.020	<0.20	1.93
60	<0.020	0.265	2.27
浓 HNO_3	<0.020	1.00	7.30

2.3.8 有机酸中

在有机酸和有机化合物中，对大多数有机酸和有机化合物，例如酐类、醛类、酮类、醇类、酯类以及其他有机溶剂而言，镍铬钼铜合金均具有非常好的耐蚀性。根据在 360～675℃、流速为 4.3 m/s 的冰醋酸蒸气中的试验，0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金的腐蚀速度为 0.005 0 mm/a。

2.3.9 卤素元素气体中

在卤素元素及其氢化物气体中，镍铬钼铜合金在高温干燥卤素气体中一般具有良好的耐蚀性。然而，一旦在氯、溴、碘气中有水冷凝，那么这些合金便会迅速受到腐蚀，即使在室温条件下也不会例外。此时，往往出现点蚀。

核燃料锆包壳原件的处理，经常用 HCl 气在 400～600℃下与 Zr 包壳起反应，使 Zr 成为挥发性的四氯化锆。制造此种反应器需要使用耐 HCl、$ZrCl_4$ 等高温气体腐蚀的材料。试验结果表明，0Cr21Ni868Mo5Cu3 合金的腐蚀速度≤0.03～0.06 mm/a。

在含有 HF、氧化氮和蒸气的 700℃介质中，0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5 合金的腐蚀速度为 0.25～0.37 mm/a。

由于铬、钼的氟化物的高挥发性，在高温氟气中，镍铬钼铜合金是不耐蚀的。表 8.8-12 列出了 0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金在流动氟气中的试验结果。显然，此合金仅能在≤370℃的氟气中使用。

表 8.8-12 在流动氟气中 0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金的耐蚀性

试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
27	0.037 5	370	0.287
204	0.150	538	100.9

2.4 热加工、冷加工、热处理和焊接

0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金是变形合金，可进行锻、轧、拔制、冲压、旋压等加工而无特殊困难。此合金适宜的热变形温度为 1 065～1 230℃，但在 950～1 065℃间也允许进行轻微热加工。0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金适宜的热处理工艺为 1 120～1 177℃加热后水冷。此合金每次热处理后所允许的最大冷变形量为 25%。对 0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金以采用 TIG、MIG 焊接最为适宜。

0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5、0Cr28Ni56Mo8.5Cu5.5Si4B 和 0Cr-28Ni55Mo8.5Cu5 三种合金均为铸造合金，仅能生产铸件。它们的热处理工艺为经 1 180℃加热后水冷。0Cr28Ni50Mo-8.5Cu5.5Si4B 合金焊接性能较低，焊前一般需预热到约 960℃。

2.5 应用

除 0Cr21Ni68Mo5Cu3 合金为变形合金，可以供应的冶金产品有板材、管材、棒材、带材、丝材和锻件外，同时也可生产铸件。0Cr22Ni56Mo6.5Cu6.5、0Cr28Ni50Mo8.5Cu5.5Si4B、0Cr28Ni55Mo8.5Cu5.5 等三种合金仅能以铸造产品形式供应。由于这些镍基合金中铬、钼、铜含量均较高，因而特别耐硫酸和磷酸（包括含 Cl^-、F^- 的硫酸）的腐蚀，适于制造泵、阀等铸造产品。

编写：康喜范（钢铁研究总院）

第 9 章　铁镍基耐蚀合金

铁-镍基耐蚀合金是介于高镍奥氏体不锈钢和镍基耐蚀合金的中间牌号。与镍基合金相比可节约大量镍，从而使成本降低。与铁为基的不锈钢相比，由于镍含量的提高，在保证合金具有奥氏体组织的前提下，可容纳更多有利于耐蚀性的 Cr、Mo 等元素，且不必担心有害金属间相的析出。因此在多数介质中，特别是在还原性介质中，其耐蚀性远远优于 Cr、Mo 加入量受到限制的奥氏体不锈钢。此类合金的生产工艺性能类似于高 Ni 奥氏体不锈钢，冶金厂和设备制造厂在材料生产和设备制造中不会遇到特殊困难。

鉴于铁镍基耐蚀合金的上述特点，几十年来受到工业部门，特别是化学加工业和动力工业部门的广泛注意，成为发展较快的一类合金，至目前已形成了 Ni-Fe-Cr、Ni-Fe-Cr-Mo、Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 等主要系列，其中发展最快、牌号最多的是 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 系列。本章将分别介绍各系列合金的发展和典型牌号的性能。

1　镍铁铬耐蚀合金

在 Ni-Cr 合金工业应用的实践基础上，为了节约镍基合金中的镍，研究了以铁取代镍的可能性，经大量试验研究开发了性能相当或优于 Ni-Cr 合金的 Ni-Fe-Cr 合金，这是此类合金初期发展的特点。在随后的深入研究中，对合金中 Cr、Ni、Al、Ti、C、Ti/C 等进行了细致的研究，以期得到合金力学性能、工艺性能和耐蚀性的最佳配合。20 世纪 60 年代以来，随着化学加工业和动力工业的发展，不锈钢和镍基合金的应力腐蚀破裂事故不断出现，尤其是核动力工程中的应力腐蚀破裂问题，引起了国际上对耐应力腐蚀破裂材料的广泛注意。为了寻求理想的耐蚀材料，投入了大量的人力、物力开展这方面的研究。1967 年，H. Coriou 等发表了关于含质量分数为 18%Cr，10% ~ 77.1%Ni 的 Ni-Fe-Cr 合金在高温高压水条件下的耐应力腐蚀破裂性能试验结果（见图 8.9-1）。结果指出，含质量分数为 10%Ni 的 Cr18-Ni10 不锈钢产生穿晶型应力腐蚀破裂；含质量分数为 77%Ni 的 Inconel600 合金产生晶间型应力腐蚀破裂，而合金中的镍含量 w（Ni）在 25% ~ 77%之间，既不产生穿晶应力腐蚀，又不产生晶间应力腐蚀。这一研究结果进一步刺激了 Ni-Fe-Cr 合金的发展。

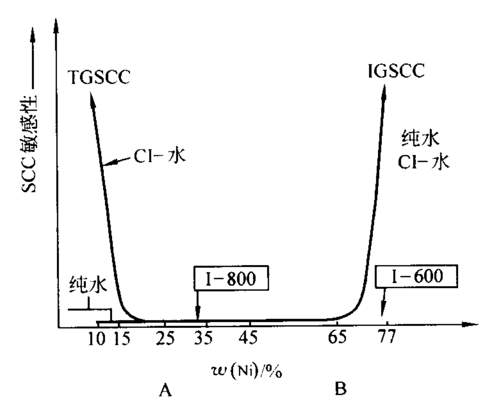


图 8.9-1　Fe-18Cr-Ni 合金在高温水中的应力腐蚀行为

应力稍高于屈服点；水温 350℃，去离子水，w（O_2）≤0.000 3×10^{-6}，1 g/L 氯化物，试验时间半年。I-800 0Cr20Ni32Fe；I-600 Cr15Ni75Fe

TGSCC—穿晶应力腐蚀；IGSCC—晶间型应力腐蚀

Ni-Fe-Cr 合金的 Cr 含量 w（Cr）通常在 15% ~ 25%，镍含量 w（Ni）在 30% ~ 45%，并含有少量的 Al、Ti。根据 Fe-Cr-Ni 三元合金在 400℃、650℃和 1 100℃的等温截面相图可知，本章所讨论的 Ni-Fe-Cr 合金从高温快冷后均处于奥氏体（γ）单相区，决定了此类合金的使用状态为单一奥氏体组织（见图 8.9-2）。当合金中的铬含量高而镍含量处于下限值时，在中温停留或高温加热后慢冷，合金中会有 σ（X）相沉淀和其他金属间化合物和各种碳化物析出，当合金中 w（Ni）≤32%，w（Cr）≤19%时，有可能产生各种马氏体（图 8.9-3），对于以耐蚀为主要目的的 Ni-Fe-Cr 合金，这些有害相的析出和马氏体相变结果将严重危害合金的耐蚀性和力学性能，在合金设计和选用时应予以特别注意。

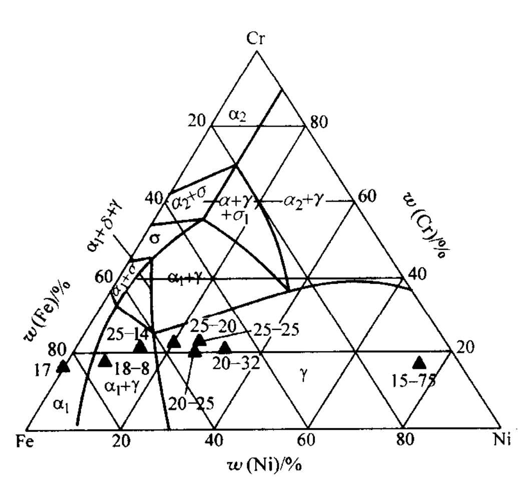
此类合金具有良好的强度，良好的抗氧化性能和好的抗渗碳性能，以及良好的高温组织稳定性。尽管此类合金在湿态腐蚀介质中具有适宜的耐蚀性，但在耐蚀性方面的突出特点是具有优良的耐应力腐蚀性能和耐高温腐蚀性能，甚至优于 Ni-Cr 合金。鉴于上述特点，Ni-Fe-Cr 合金主要用于制造耐应力腐蚀、高温腐蚀的设备和部件，例如常规电厂，化工、石油化学工业中的换热器、蒸发器、过热器以及核动力工业（压水堆核电站、高温气冷堆核电站）中的蒸汽发生器、换热器等。

1.1　铬对 Fe-Ni 合金耐蚀性的影响

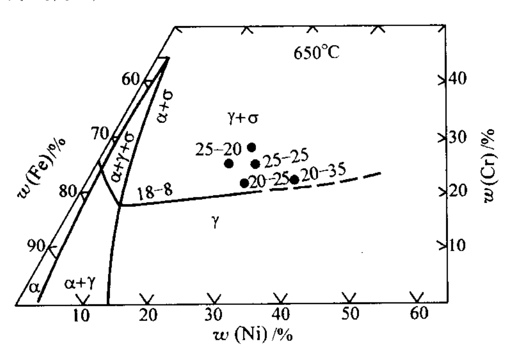
Cr 是使含质量分数为 30% ~ 50%Ni 的 Fe-Ni 基合金不锈和耐蚀不可缺少的合金元素。Cr 对此类合金耐蚀性的影响遵循 Cr 对铁基合金和镍基合金的影响规律。在强氧化性硝酸中，根据对工业合金的研究表明，不论是铁基合金还是镍基合金，Cr 是决定合金耐蚀性的关键元素。随 Cr 含量的提高耐蚀性提高，当 Cr 含量 w（Cr）≥18%以后，耐蚀性处于稳定状态（见图 8.9-4）。在产生点蚀和缝隙腐蚀的环境中，Cr 显著提高了合金的点蚀电位和钝化膜的修复能力，从而提高了合金耐点蚀和耐缝隙腐蚀的能力，Cr、Mo 的复合作用更加强化这种效果。

在高温纯水环境中，Cr 显著提高了 Fe-Ni 基合金耐晶间应力腐蚀断裂性能。国内的研究表明，Cr 的良好作用是由于随铬含量的提高，合金表面膜中 Cr 的浓度增加，且合金表面膜和基体的过渡区 Cr 的富集达最大值。当合金中的铬含量 w（Cr）低于 24%时，膜中 Cr/Fe 比稍高于基体，说明了 Cr 的富集，当铬含量 w（Cr）为 28%时，膜中的 Cr/Fe 比为基体的 2.18 倍，表明了 Cr 在表面膜中明显富集（表 8.9-1 和图 8.9-5）。除此外，合金表面膜的结构随铬含量的提高由以铁的尖晶石为主过渡到以铬的尖晶石为主，膜的致密度、稳定性、黏附性和塑性等也随之提高，因而致使膜难以破碎，溶解和脱落。Cr 对合金表面膜的这种影响使得合金耐应力腐蚀性能提高，根据 Cr 对 Fe-Ni 基合金在高温纯水中表面膜成分、结构的影响，不难判断，为使 Fe-Ni-Cr 合金具有在此环境中的最佳耐应力腐蚀破裂性能，合金中的铬含量 w（Cr）应在 20% ~ 30%之间选择。

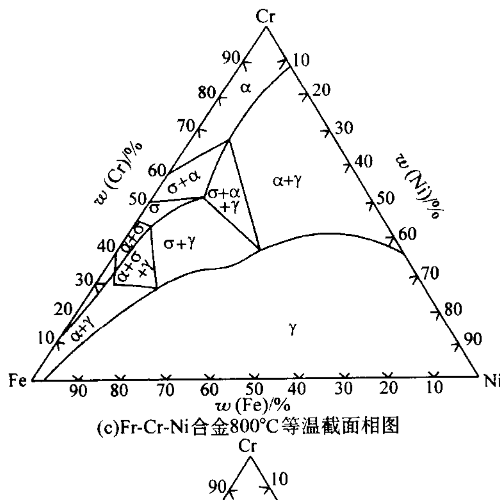
在隔膜法制碱过程中，存在着含 NaCl 和 NaOH 的苛性应力腐蚀破裂问题。通常 NaOH 浓度为 15% ~ 50%，NaCl 浓度为 2.5% ~ 15%，温度为 85 ~ 140℃。图 8.9-6 的试验结果表明，在 140℃，45% NaOH + 5% NaCl 中，Fe-Cr-Ni 合金中的 Ni、Cr 配比适当才能防止应力腐蚀的产生。对于含质量分数为 30% ~ 50%Ni 的 Fe-Ni 基合金而言，在镍含量处于下限时，不产生应力腐蚀的临界铬含量 w（Cr）在 22%左右，随镍含量的提高，临界铬含量下降。



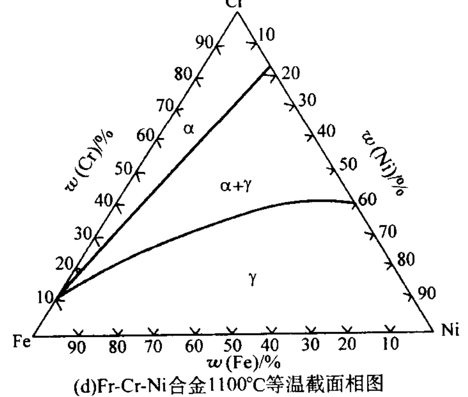
(a)Fr-Cr-Ni合金400℃等温截面相图(图中数字为合金中Cr、Ni大致含量,例如,25—20,即w(Cr)约25%,w(Ni)约20%,其余均为Fe)



(b)Fr-Cr-Ni合金650℃等温截面相图
(图中数字为合金中Cr、Ni大致含量)



(c)Fr-Cr-Ni合金800℃等温截面相图



(d)Fr-Cr-Ni合金1100℃等温截面相图

图 8.9-2 Fe-Ni-Cr 合金在不同温度的等温截面相图

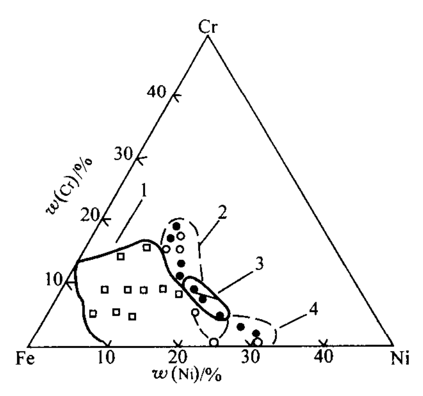


图 8.9-3 Fe-Cr-Ni 合金各种马氏体存在区
1—块状马氏体；2—板条件马氏体；
3—表面马氏体；4—平板状马氏体

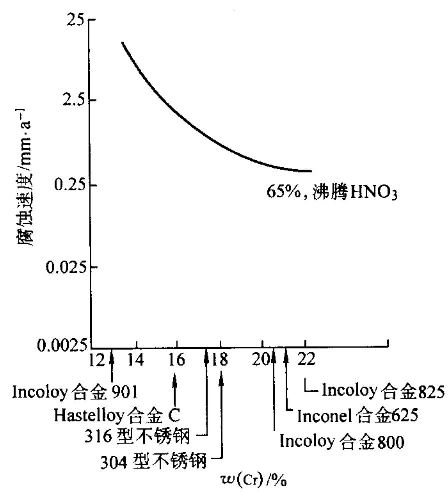


图 8.9-4 铬含量对合金在硝酸中耐蚀性的影响

表 8.9-1 Cr 对 Fe-35%Ni 合金在高温水中所形成表面膜的 Cr、Fe 含量及 Cr/Fe 比值的影响

合金编号	合金中的 Cr 含量 w(Cr)/%	膜中元素平均含量/%			w (Cr) /w (Fe)	
		Cr	Fe	Ni	基体	膜
C_1	12.25	16.075	63.545	20.381	0.239	0.253
C_4	24.84	28.227	40.621	31.150	0.611	0.695
C_5	28.04	43.950	26.810	29.240	0.752	1.639

注：水质条件 $8\times10^{-6}O_2$、$100\times10^{-6}Cl^-$，pH5.5～6.5；试验温度为 300℃；试验时间 412 h。

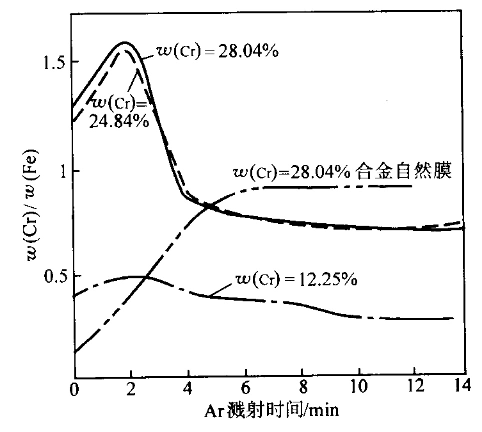


图 8.9-5 Cr 对 Fe-35%Ni 合金在高温水中（300℃，$8\times10^{-6}O_2$，$100\times10^{-6}Cl^-$）试验 1 h 所形成的表面成分［w (Cr) /w (Fe)］的影响

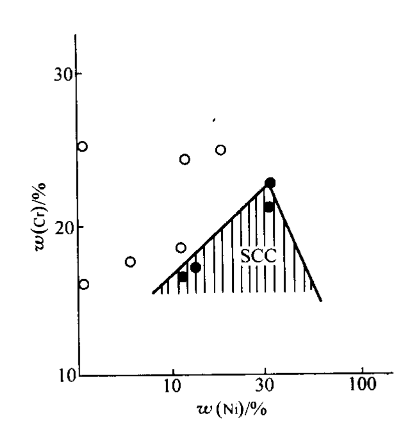


图 8.9-6 在 140℃，45%NaOH + 5%NaCl 中，Ni、Cr 对 Fe-Cr-Ni 合金应力腐蚀行为的影响

• SCC； ◦ 无 SCC

Cr 对 Fe-Ni 基合金在烧煤和烧油所产生的燃料灰沉积所引起的高温腐蚀具有重要影响。图 8.9-7 给出了在模拟烧煤和烧油环境下对 Ni-Cr，Ni-Fe-Cr 合金耐蚀性的研究结果。在模拟烧煤环境中，对于含质量分数为 30% ~ 50% Ni 的合金，当 Cr 从 20% 提高到 30%，在模拟烧油环境中 Cr 从 20% 提高至 25% 时，合金的耐蚀性提高约 1 倍。

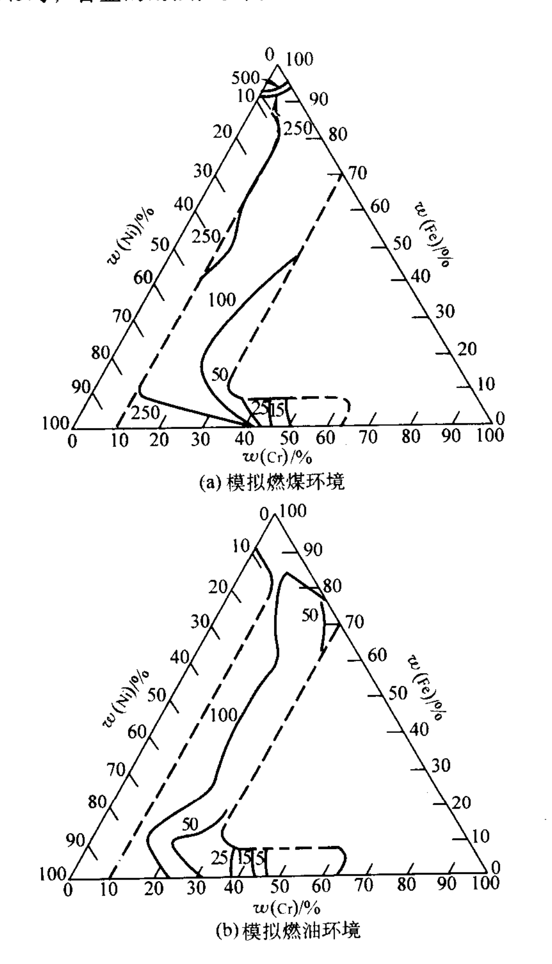


图 8.9-7 Ni-Fe-Cr 合金暴露于模拟燃煤和燃油环境（650℃，100 h）中的腐蚀

图中数字为失重量（mg/cm^2）

在某些介质中，Cr 对 Fe-Ni 基合金耐蚀性的影响不遵循上述规律，随合金中铬含量的提高反而降低合金耐蚀性。通常热处理盐浴炉所用的三元熔融氯盐就是这种典型事例，图 8.9-8 和图 8.9-9 给出了 Cr 的不良影响的试验结果。

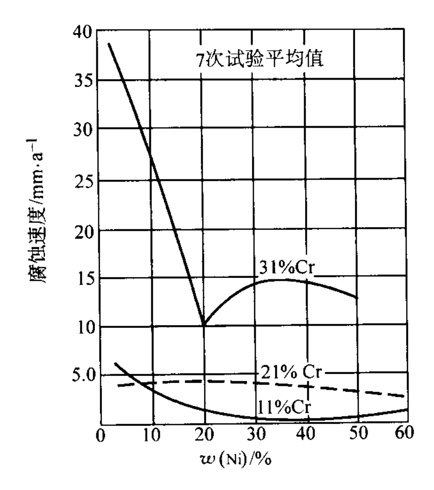


图 8.9-8 Cr、Ni 含量对铸造 Ni-Cr-Fe 合金在 870℃ 熔融氯盐中腐蚀速度的影响

介质成分：55% $BaCl_2$ + 25% KCl + 20% NaCl；

试样浸入盐浴中 50 h

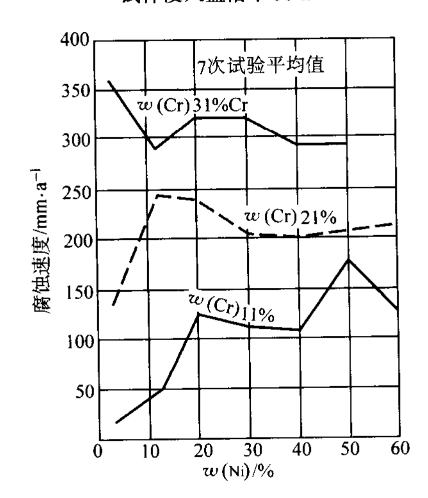


图 8.9-9 Cr、Ni 含量对铸造 Ni-Cr-Fe 合金在 870℃熔融氯盐中晶间腐蚀的影响

介质成分和试验时间同图 8.9-8

1.2 常用 Ni-Fe-Cr 耐蚀合金成分、组织、性能和应用

具有工业使用价值的 Ni-Fe-Cr 合金较多，但在工程中，经常使用的牌号却集中于少数几个牌号，本书仅就应用较广或具有优异性能的合金加以介绍。

1.2.1 Cr20Ni32 型耐应力腐蚀合金

质量分数含碳小于 0.1%，含铬 20% 左右，含镍 32% 左右，并含少量铝、钛的铁-镍耐蚀合金是 Ni-Fe-Cr 系合金的代表性牌号，通称 Incoloy800 合金。此合金是为了节约镍基合金中的 Ni 于 1949 年发展的。随着化学加工业和核动力工业的发展，需要大量的在各种腐蚀环境下工作的换热设备。长时间以来，换热设备水侧所引起的应力腐蚀破裂事故严重威胁着设备的安全运行和影响生产厂的经济效益，录求一个适用性宽广的耐应力腐蚀破裂合金受到工业界的普遍关注。由于在一些高温高压水中，在 Ni-Fe-Cr 合金体系中存在着一个既不产生穿晶又不产生晶间应力腐蚀破裂的 Ni 区间，而 Cr20Ni32Fe 合金的镍含量恰好处于此区间（图 8.9-1），且价格又远低于镍基合金，因此这类合金得到了深入的研究和发

展，派生出许多合金牌号。按化学成分和用途至少可将Cr20Ni32型合金划分成标准型、高碳型、中碳型和低碳型四种。

标准型是早期的Cr20Ni32型合金，碳含量≤0.1%。

高碳型合金的碳含量 w（C）处于0.05%～0.1%之间。主要用于600℃以上，具有粗晶粒、高蠕变强度的特点。在化工、电厂、石油化学工业中的过热器、再热器、高温加热、转化、裂解炉管等方面应用。

中碳型合金的碳含量 w（C）在0.03%～0.06%范围之间，具有中等晶粒度，一般用于350～600℃使用的过热器、再热器等热强部件。也适用于高温（750℃）气冷堆换热器。

低碳型有时也称改良型。它是标准型合金Cr20Ni32Fe合金的改进和发展。我国钢标号为00Cr20Ni32AlTi。碳含量 w（C）低于0.03%并要求控制合金中的Ti/C和Ti/C+N比值以及Al、Co等含量。此合金的特点是超低碳、细晶粒，充分稳定化、耐应力腐蚀性能优良，低碳型合金使用温度≤350℃，主要用于压水堆蒸发器。

（1）化学成分和组织结构

经近60年的演变，发展的各种Cr20Ni32合金的派生牌号的化学成分列于表8.9-2。

表8.9-2所列合金在高温固溶快冷条件下的组织为奥氏体，但在500～900℃中温加热，此合金有可能处于γ+σ双相区，对于Ni处于下限，Cr处于上限的合金可能性更大，业已发现在650℃和750℃长期加热有σ相析出，但数量较少，尚不足以影响合金的断裂性能。

合金的析出行为C曲线如图8.9-10所示。析出相种类和数量受合金成分和受热条件所制约。

表8.9-2　几种曲型Cr20Ni32型合金的成分（质量分数）　%

牌号	国别	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Ti	N	Co	Cu	Ti/C	Ti/C+N	P	S
Cr20Ni32Fe	中国	≤0.10	≤1.0	≤1.5	19～23	30～35	0.15～0.60	0.15～0.60	—	—	≤0.75	—	—	≤0.02	≤0.015
Incoloy800	美国														
Incoloy800M	美国	0.03～0.06			19～23	30～35	0.15～0.60	≤0.30	—	—	≤0.75	—	—	≤0.02	≤0.015
Incoloy800H	美国	0.05～0.10	≤1.0	≤1.5	19～23	30～35	0.15～0.60	≤0.30							
XH32T	前苏联	≤0.05	≤0.7	≤0.7	19～22	32～34	≤0.5	0.25～0.60						≤0.03	≤0.02
00Cr20Ni32AlTi	中国	≤0.03	0.3～0.7	0.4～0.7	20～23	32～35	0.15～0.45	0.15～0.60	≤0.03	≤0.1	≤0.75	≥12	≥8	≤0.02	≤0.015
Sanicro 30	瑞典														

图8.9-10　Cr20Ni32合金碳化物和γ′相析出C曲线

（2）力学性能

1Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金的室温力学性能汇总于表8.9-3，典型的室温抗拉和抗压强度见表8.9-4。表8.9-5为超低碳型Cr20Ni32Fe合金的室温和350℃的力学性能。不同碳含量的Cr20Ni32Fe合金的高温瞬时拉伸性能如图8.9-11和图8.9-12所示。

Cr20Ni32Fe合金的高温长时力学性能见表8.9-6、图8.9-13和图8.9-14。

表8.9-3　1Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金的室温力学性能

材料类型和状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
棒材			
退火态	517～690	207～414	60～30
热轧态	552～827	241～621	50～25
冷拔态	690～1 034	517～862	30～10
中板			
热轧态	552～758	207～448	50～25
退火态	517～724	207～414	50～30
薄板，退火态	517～724	207～379	50～30
带材，退火态	517～690	207～379	50～30
管材			
热轧态	517～724	172～414	50～30
冷拔退火态	517～690	207～414	50～30
丝材			
退火态	552～758	241～448	45～25
弹簧回火	965～1 207	896～1 172	5～2

表8.9-4　1Cr20Ni32Fe合金的典型室温抗拉和抗压性能

材料状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.02}$/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.02}$/MPa	$\sigma_{-0.2}$/MPa
退火棒	616	268	283	269	287
挤压管	479	145	190	145	175

0

表 8.9-5　00Cr20Ni32AlTi 合金的室温和 350℃的力学性能

品种	状态	室温				350℃			
		σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ/%	ψ/%	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ/%	ψ/%
管材	1 050℃ 水冷	363.5～612.5	289.1～416.5	34～47	—	392	192.5～223.4	—	—
棒材	1 100℃ 水冷	563.5～573.3	230.3	46～54.5	74.5	417.5～423.3	111.7～149.9	43.7～45	70.5

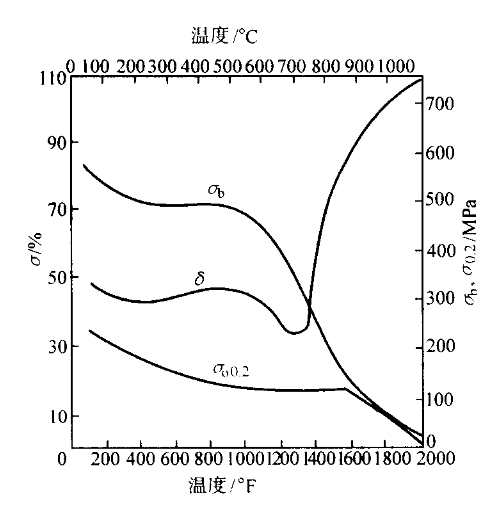


图 8.9-11　Incoloy800 在室温～815℃的瞬时力学性能

试样取自 980℃固溶处理的棒材

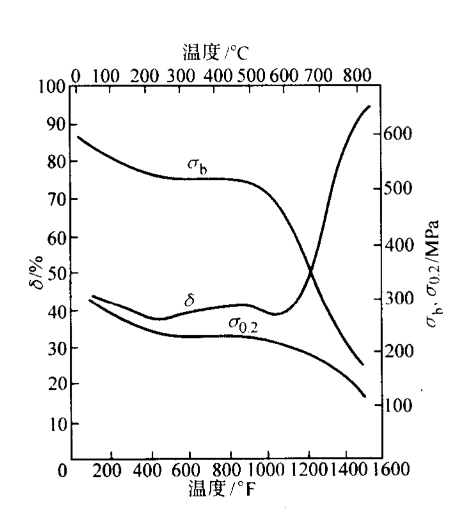


图 8.9-12　Incoloy800H 在室温～1 100℃的瞬时力学性能

1 095℃固溶处理（ϕ107 mm×12.7 mm 挤压管材）

表 8.9-6　1Cr20Ni32Fe 合金（Incoloy800）的持久性能

温度/℃	持久强度/MPa	
	100 h	1 000 h
650	220	145
760	115	69
870	45	33

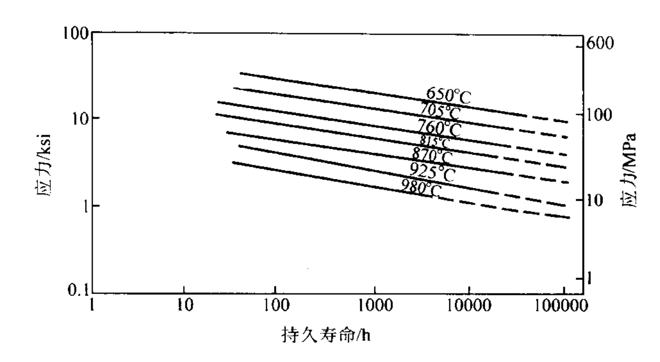


图 8.9-13　Incoloy800H 的高温持久温度

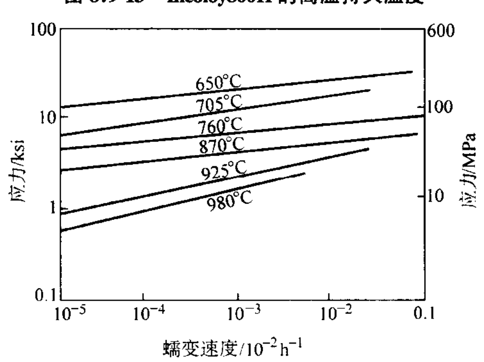


图 8.9-14　Incoloy800H 的蠕变性能

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀　1Cr20Ni32Fe 合金具有良好的耐 HNO_3、有机酸、除卤素盐外的氧化性和非氧化盐类的腐蚀，在硝酸中，它可经受沸腾温度 70% HNO_3 的腐蚀。在各种介质中的耐蚀性见表 8.9-7。

表 8.9-7　1Cr20Ni32Fe 合金在 80℃各种介质中的腐蚀

介质条件	试验时间 /d	腐蚀速度 /mm·a⁻¹	点蚀状况
10%醋酸	7	0.000 3	无点蚀
10%醋酸+0.5%硫酸	7	0.000 6	无点蚀
10%醋酸+0.5%Nacl	42	0.000 8	42 天后，30 倍下可见初始点蚀
5%硫酸铝	7	0.000 3	无点蚀
5%氯化铵	42	0.000 6	42 天后点蚀
5%氢氧化铵	7	0.000 3	无点蚀
10%氢氧化铵	7	0.000 3	无点蚀
5%硫酸铵	7	0.000	无点蚀
10%氯化钡	42	0.000 8	42 天后点蚀
饱和溴水	42	0.19	7 天后点蚀
5% $CaCl_2$	42	0.000 3	42 天后点蚀
5%铬酸	7	0.041	无点蚀
10%柠檬酸	7	0.000	无点蚀
10% $CuSO_4$	7	0.000	无点蚀
5% $FeCl_3$	42	11	7 天后点蚀
10%乳酸	7	0.001	无点蚀
5%草酸	7	0.003	无点蚀
10%草酸	7	0.28	无点蚀
10%NaCl	42	0.000 3	42 天后，在 30 倍下可见初始点蚀
20%NaCl	42	0.008 6	7 天后点蚀

续表 8.9-7

介质条件	试验时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹	点蚀状况
1%次氯酸钠	42	0.127	7天后点蚀
5%次氯酸钠	42	0.2	7天后点蚀
5%亚硫酸	7	1.09	无点蚀
10%ZnCl	7	0.000 3	42天后点蚀

2）高温腐蚀　尽管Cr20Ni32Fe合金在湿态介质中具有较好的耐蚀性，但此类合金良好的耐高温腐蚀性能是其突出优点。在高温条件下，由于合金中具有较高的铬含量和足够的镍含量，使其能形成防护性良好的氧化膜，具有良好的抗渗碳性能，是耐高温腐蚀的良好材料，在工业中得到广泛应用。

在高温炉气中Cr20Ni32Fe合金的耐蚀性优于一般奥氏体不锈钢，数据见表8.9-8。

表 8.9-8　Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金在炉气中的腐蚀

试验合金牌号	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr18Ni9（AISI304）	完全氧化
0Cr23Ni13（AISI309）	2.16
0Cr25Ni20（AISI310）	0.23
Cr20Ni32Fe（Incoloy800）	0.15

注：炉气含2%～4% CO，4%～8% CO_2（体积分数），无S，870～1 150℃，试验时间3个月。

H_2+H_2S环境，在石油精炼加工中常常遇到含H_2S的H_2腐蚀问题，Cr20Ni32Fe合金的耐蚀优于一般奥氏体不锈钢，也优于Inconel600合金，试验室试验结果列于表8.9-9。

抗渗碳性能，Cr20Ni32Fe具有良好的抗渗碳性能，试验室试验结果见表8.9-10。它的抗渗碳性能优于常规不锈钢，相当于含质量分数为25%Cr的耐高温腐蚀的奥氏体不锈钢。

表 8.9-9　Cr20Ni32Fe合金在400℃、H_2+1.5%H_2S（体积）介质中的耐蚀性

合 金 牌 号	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr18Ni9（AISI304）	0.20
0Cr18Ni11Nb（AISI347）	0.18
0Cr25Ni13（AISI309）	0.13
Cr20Ni32Fe（Incoloy800）	0.08
0Cr15Ni75Fe（Inconel600）	0.25

注：H_2气压：3.3×10^{-3}Pa，试验时间730 h。

表 8.9-10　Cr20Ni32Fe合金的抗渗碳性能

合 金 牌 号	增碳/%
0Cr18Ni9（AISI304）	1.40
0Cr18Ni9Ti（AISI321）	0.59
0Cr25Ni12（AISI309）	0.12
0Cr25Ni20（AISI310）	0.02
0Cr20Ni32Fe（Incoloy800）	0.04
0Cr15Ni75Fe（Inconel600）	0.11

3）晶间腐蚀　Cr20Ni32Fe合金在593～816℃之间受热将出现晶间腐蚀（图8.1-4）。对含质量分数为0.04%C的合金试验结果指出，最敏感的温度为650℃（见图8.9-15）。影响Cr20Ni32Fe合金晶间腐蚀的因素是合金中的碳含量，Ti/C（Ti/C+N）比值、固溶处理温度和晶粒尺寸等，其根源是由于$Cr_{23}C_6$在中温析出所引起的贫Cr所致。尽管此类合金在850℃附近析出TiC沉淀，但不足以解决晶间腐蚀问题。降低合金中的碳含量，提高合金的稳定化程度即提高Ti/C，控制固溶处理温度和采取细化晶粒尺寸等措施，可有效地降低合金的晶间腐蚀敏感性，如图8.9-16和图8.9-17所示。

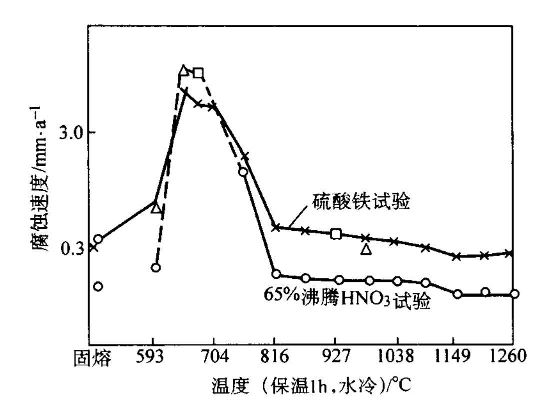


图 8.9-15　Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金晶间腐蚀和热处理间的关系

○ HNO_3试验240 h；△ HNO_3试验168 h；□ HNO_3试验72 h；× $Fe_2(SO_4)_3$试验120 h

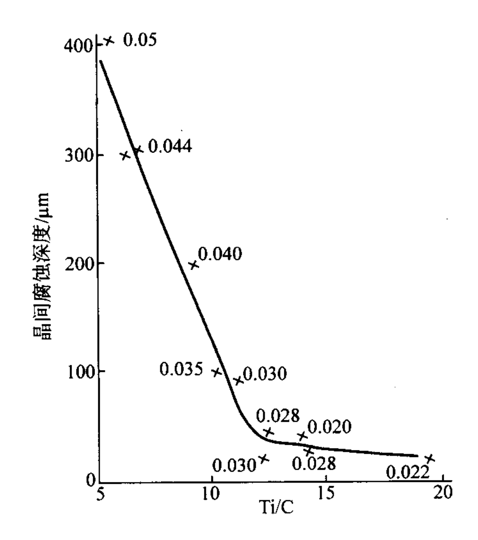


图 8.9-16　碳含量和Ti/C比对Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金晶间腐蚀行为的影响

$CuSO_4+H_2SO_4$+Cu屑法；图中数字为w（C）%

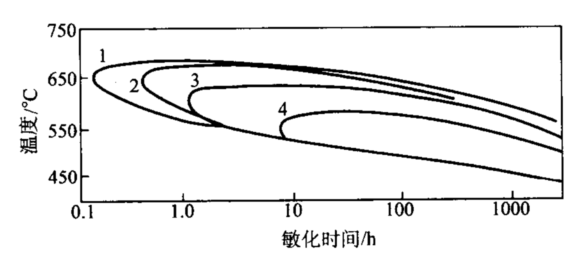


图 8.9-17　碳含量、固溶温度、稳定化度、晶粒尺寸对Cr20Ni32Fe（Incoloy800）合金晶间腐蚀的影响

碳含量（质量分数）：1—0.036%；2—0.036%；3—0.026%；4—0.015%

固溶温度：1—1 150℃；2—980℃

稳定化度：2—Ti/C=11.7；Ti/C+N=7.1；3—Ti/C=15.4；Ti/C+N=9.1

晶粒度：3—40 μm，相当于ASTM6级；4—12.5 μm，相当于ASTM9.5级

4）应力腐蚀

① 高温水介质。工程实践和实验室试验表明，在高温水的某些条件下，低碳的 Cr20Ni32Fe（00Cr20Ni32AlTi）合金的耐应力腐蚀性能显著优于 18-8 型奥氏体不锈钢，某些条件甚至优于 00Cr15Ni75Fe（Inconel600）合金。图 8.9-18 给出了在 316℃和 330℃含 100×10^{-6} Cl^-、8×10^{-6}溶解氧的高温静水中的应力腐蚀试验结果，显然 00Cr20Ni32AlTi 合金的耐应力腐蚀性能，既优于 18-8、2 520、00Cr25Ni25Si2V2Ti 等不锈钢，又优于 Inconel600 和 Monel400 合金，但经 2 500～10 000 h 试验，它也产生了晶间应力腐蚀断裂。

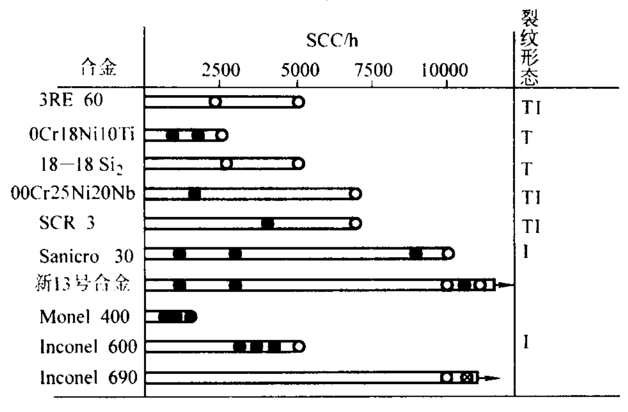


图 8.9-18　00Cr20Ni32AlTi 合金和其他合金在高温水介质中的应力腐蚀

3RE 60—00Cr18Ni5Mo3Si2；Sanicro—00Cr20Ni32AlTi；
Monel 400—0Cr28Ni70Fe；Inconel 690—00Cr30Ni60Fe10；
SCR-3—00Cr25Ni25Si2V2Nb（Ti）
T—穿晶型；I—晶间型；TI—穿晶＋晶间混合型
∘ 温度 330℃，Cl^- 100×10^{-6}，[O] 8×10^{-6}，pH6.6，静态高压釜；
• 温度 316℃，Cl^- 100×10^{-6}，[O] 8×10^{-6}，pH7.6，静态高压釜；
⊗ 温度 290℃，Cl^- 500×10^{-6}，[O] 8×10^{-6}，pH6.0～6.3，静态高压釜

尽管 Cr20Ni32Fe 合金表现出良好的耐应力腐蚀性，但此合金对应力腐蚀并非免疫。在各种高温水中的耐应力腐蚀性能与合金成分、热处理条件、冷变形等有密切关系。试验结果指出，降低合金中的碳含量 w（C）（≤0.03%），提高镍含量，增大 Ti/C 比将提高合金的耐应力腐蚀性能。通常敏化和冷变形对合金的耐应力腐蚀性能有害，但有的试验结果指出，650℃长期时效可显著降低合金的应力腐蚀敏感性。

② 苛性水介质。在压水堆蒸发器和钠冷快堆蒸发器中，有可能出现含 NaOH 的苛性水介质，目前已遇到 18-8 不锈钢和 Inconel600 的苛性应力腐蚀破裂问题。

大量的研究表明，Cr20Ni32Fe 合金在含 NaOH 的苛性水介质中的耐应力腐蚀性能取决于 NaOH 浓度和应力水平（图 8.9-19、图 8.9-20）。NaOH 浓度和应力水平愈高，合金的耐应力腐蚀性能下降。对低碳型的 00Cr20Ni32AlTi 合金只有在低 NaOH 浓度、低应力下才处于免疫区（见图 8.9-21）。因此，只有在使用过程中避免高应力出现和防止 NaOH 浓缩，才能保证采用 00Cr20Ni32AlTi 合金设备的安全运行。

③ 在沸腾温度不同浓度的 NaCl 溶液中。经 650℃敏化 1 h的 1Cr20Ni32Fe 合金的应力腐蚀与电位的关系曲线如图 8.9-22 所示。在 $MgCl_2$ 中的 SCC 行为如图 8.9-23 所示。在此种介质中的耐 SCC 行为与高性能不锈钢相同。

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　Cr20Ni32Fe 合金的热加工性能良好，类似于一般 Cr-Ni 奥氏体不锈钢，热加工温度范围为 900～1 200℃，合金的热弯成形通常在 1 000～1 150℃范围内进行。热成形后可以空冷，但为了减轻合金的晶间腐蚀倾向，应尽量快速通过 540～760℃冷却敏化区。

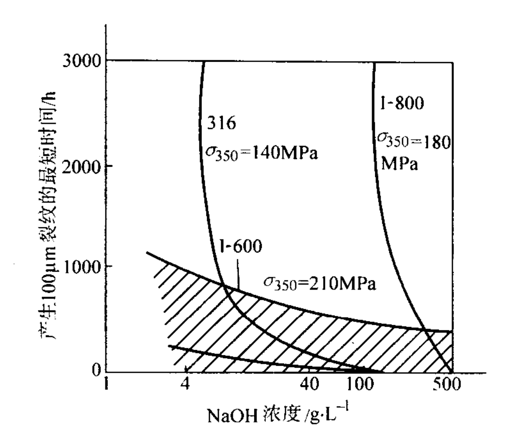


图 8.9-19　NaOH 浓度对 Incoloy800 合金应力腐蚀敏感性的影响（350℃）（均为 C 形样，在脱气含 NaOH 水溶液中）
316 0Cr18Ni12Mo2；
I-600 Inconel600；
I-800 Incoloy800

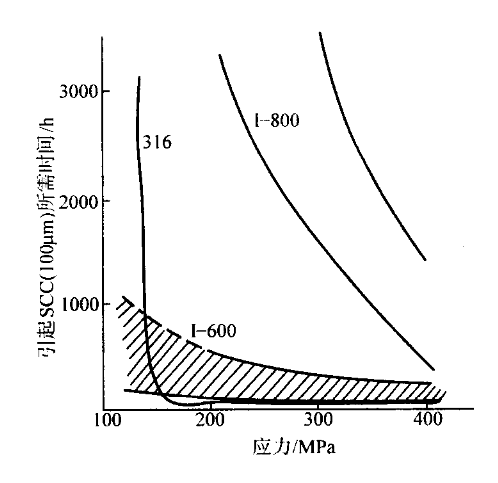


图 8.9-20　应力对 Incoloy800 合金应力腐蚀敏感性的影响（100 g/L NaOH，350℃）

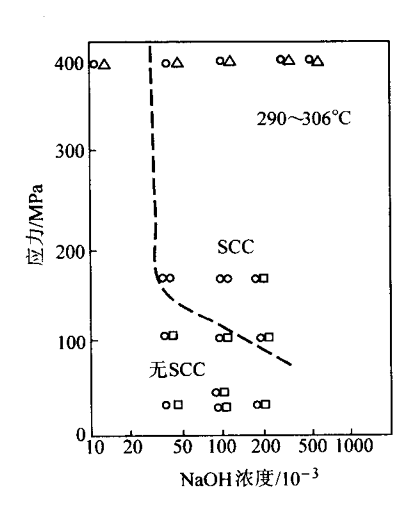


图 8.9-21　NaOH 浓度和应力对 00Cr20Ni32AlTi（Sanicro30）合金应力腐蚀性能的影响
C 形和压力管试样

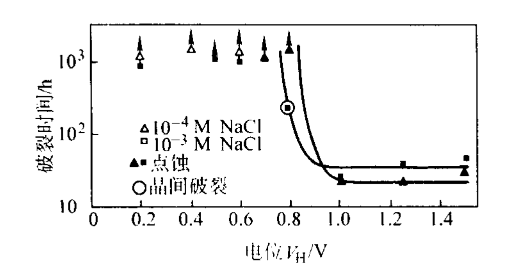


图 8.9-22 在沸腾温度 NaCl 中，敏化态（650℃×1 h）1Cr20Ni32Fe 合金的应力腐蚀与电位之间的关系
（施加应力 $\sigma_{0.2}$）

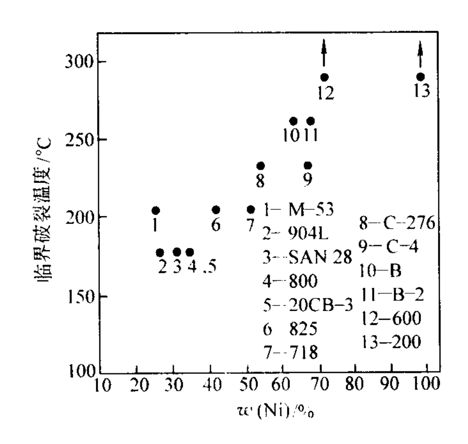


图 8.9-23 Incoloy800 合金在用氮脱气的 20.4%$MgCl_2$ 中的 SCC（4-合金 800 为 Incoloy800 即 1Cr20Ni32Fe）

2）冷加工　合金的冷加工成形性能近似于 18-8 型奥氏体不锈钢，但加工硬化倾向低于 18-8 型奥氏体不锈钢。尽管如此，在冷加工成形过程中，中间软化退火常常是需要的，中间退火温度同固溶退火温度。

3）热处理　合金的固溶退火温度在 920～980℃，一般控制在 980℃±10℃，保温时间视产品的厚度而定，但保温时间不得少于 10 min，对于高碳合金且在 550℃以上使用者，其固溶处理温度应为 1 150～1 205℃。消除应力的热处理，一般在 540℃以上即可产生效果，但残余应力的完全消除需在高于 870℃的温度进行退火。

4）焊接性能　Cr20Ni32Fe 型合金焊接性良好，可采用通常的焊接方法进行焊接。试验表明，采用新 2 号焊丝对 00Cr20Ni32AlTi 合金管材与不锈钢管板进行 TIG 焊接，取得了满意的效果。合金的抗裂性良好，接头的晶间腐蚀、应力腐蚀等亦近于母材。根据使用条件可选用表 8.9-11 所列的焊接材料。

表 8.9-11 焊接 Incoloy800 的焊接材料

合金	工作温度/℃	TIG 和 MIG	手工电焊条
Incoloy800	<500	DIN 1736 S-NiCr20Nb AWS A5.14 ERNiCr-3	AWS A5.11 ENiCrFe-3
Incoloy800	500～900	DIN1736 S-NiCr20Nb AWS A5.14 ERNiCr-3	AWS A5.11 ENiCrFe-2
Incoloy800	900～1 100	DIN 1736 S-NiCr21Mo9Nb AWS A5.4 ERNiCrMo-3	AWS A5.11 ENiCrMo-3
Incoloy800H	750～1 100	DIN 1736 S-NiCr21Mo9Nb AWS A5.4 ERNiCrMo-3	AWS A5.11 ENiCrMo-3

（5）物理性能

Cr20Ni32Fe 合金的物理性能随合金成分和试验条件会有微小变化，但不会有大的变动。1Cr20Ni32Fe 合金（Incoloy800）的物理性能见表 8.9-12 和图 8.9-24。

表 8.9-12 Incoloy800 合金的物理性能

物理性能		物理性能	
密度/g·cm⁻³	8.0	磁导率（室温/16 kA/m）	1.01
比热容（室温）/J·(kg·K)⁻¹	500	居里温度/℃	-115
电阻率（室温）/μΩ·m	0.93	熔点范围/℃	1 350～1 400

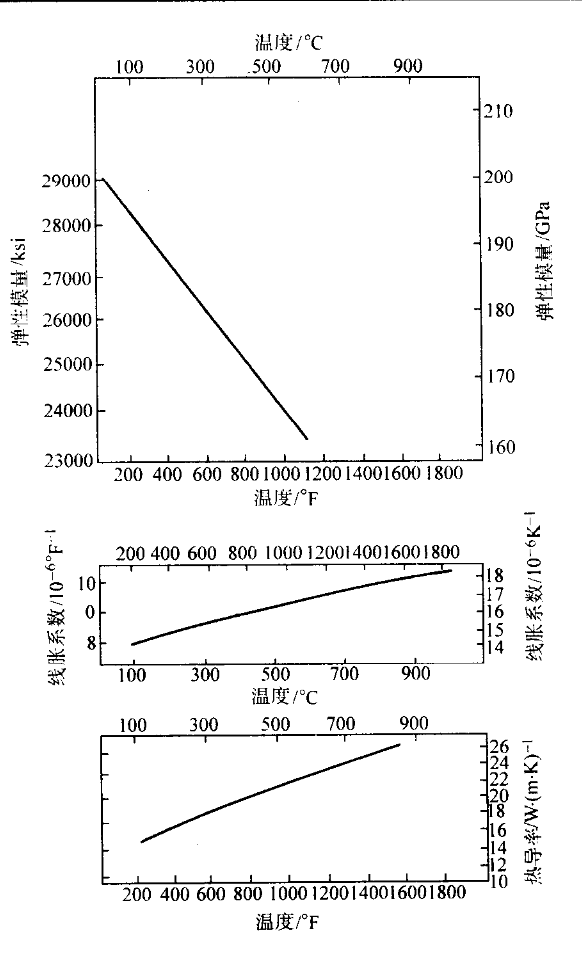


图 8.9-24 Incoloy800 合金的高温物理性能

（6）应用

产品类型和应用举例：此类合金的冶金生产工艺与通常的 18-8 型奥氏体不锈钢类似，可以提供板（中板、薄板）、管（热挤压和冷加工管）、丝、带、棒和锻件等冶金产品，亦可以提供各种铸件。

Cr20Ni32Fe 合金在含氯化物和低浓度 NaOH 的苛性水介质中具有优良的耐应力腐蚀性能，广泛用于制造耐应力腐蚀破坏的设备，代替惯用的 18-8 奥氏体不锈钢。

在动力工业中，用以制造压水堆蒸发器，高温气冷堆、钠冷快堆换热器，以及过热蒸汽管。

在化学加工业中，用以制造硝酸冷却器、醋酐裂化管以及各种换热设备。

1.2.2 新 13 号耐应力腐蚀合金

根据 Ni、Cr 对 Fe-Cr-Ni 合金耐应力腐蚀性能的影响的研究结果，我国发展了一种在含 Cl^-、[O] 高温水中耐应力腐

蚀性能优于 Cr18-Ni8、00Cr20Ni32Fe（Incoloy800）、0Cr15Ni75Fe（Inconel600）的新合金，此合金在含 1% 和 10% NaOH 的高温水中也具有良好的性能，它是一种适于核电站蒸发器的新型材料，也适用 Cr18-Ni8 型奥氏体不锈钢产生应力腐蚀的环境。

（1）化学成分和组织结构

新 13 号合金是在 00Cr20Ni32Fe 合金基础上通过提高铬含量而发展起来的耐应力腐蚀的 Fe-Ni 基耐蚀合金，在固溶状态下，此合金呈单一奥氏体组织。

（2）力学性能

新 13 号合金的室温和高温抗伸性能见表 8.9-13 和表 8.9-14。

表 8.9-13 新 13 号合金的力学性能

材料类型	固溶处理温度/℃	试验温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_K/J	HB
棒材	1 100	室温	539 ~ 588	225.4 ~ 245	45 ~ 55	≥70	196	120 ~ 190
		350	441 ~ 490	127.4 ~ 156.8	35 ~ 45	≥50	—	—
冷轧管材	980 ~ 1 050	室温	588 ~ 637	245 ~ 343	≥40	—	—	120 ~ 150
		350	—	176.4 ~ 294	—	—	—	—

表 8.9-14 新 13 号合金高温瞬时力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
650	364.56	47.2	53.8
750	285.18	67	70.7
900	102.9	87	96.2
1 000	60.17	104.5	97.5
1 100	60.36	112.6	94.1

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀　在压水堆高温水介质中，合金和不锈钢的均匀腐蚀是一重要技术指标，耐均匀腐蚀性能好坏是决定一回路系统工作介质污染程度的关键数据。新 13 号合金在高温水中的均匀腐蚀性能数据见表 8.9-15 和表 8.9-16。数据表明它的耐匀匀腐蚀性能近于 18-8、00Cr20Ni32AlTi 和 0Cr15Ni75Fe 合金，完全满足压水堆核电站对材料耐均匀腐蚀性能的要求。

表 8.9-15 合金管材在 300℃高纯水中的均匀腐蚀

材料牌号	试验时间/h	平均腐蚀率 mg·(dm²·30d)⁻¹	平均腐蚀率 μm·a⁻¹
新 13 号合金	2 000	5.18	0.77
	5 000	1.66	0.25
1Cr18Ni9Ti	2 000	3.70	0.56
	5 000	1.60	0.24
0Cr15Ni75Fe (Inconel600)	2 000	3.97	0.42
	5 000	1.29	0.18

表 8.9-16 合金管在 335℃含硼水中的均匀腐蚀

材料牌号	试验时间/h	平均腐蚀率 mg·(dm²·30d)⁻¹	平均腐蚀率 μm·a⁻¹
新 13 号合金	2 000	9.15	1.38
1Cr18Ni9Ti	2 000	9.15	1.37
00Cr20Ni32AlTi	2 000	10.80	1.67

2）晶间腐蚀　在严格控制合金中的 w（C）< 0.03%，Ti/C > 8，并具有微细组织结构的前提下，可通过 GB/T 1223 规定的方法进行检验。在含硼质量分数为（700 ~ 900）× 10^{-6}、1 kg 水含 H_2 为 10 ~ 80 g、Li 为 1.6 ~ 2.4 mg/L、pH = 7，温度为 335℃的动水回路中，以及 pH = 7、300℃高纯水中，敏化态合金管和管材焊接接头均未见晶间腐蚀现象。然而由于合金碳含量很低，在管材生产过程中，易通过热处理渗碳，这种渗碳层在酸洗时产生晶间腐蚀，因此在生产和设备制造过程中应注意防止增碳。

3）点腐蚀　在 350℃ 5% NaCl + 0.005 mol/L H_2SO_4 的水溶液中测得的新 13 号合金的点蚀击穿电位结果如图 8.9-25 所示。与在同样条件下试验的其他合金比较，新 13 号合金的耐点蚀性能优于 18-8 型不锈钢，00Cr20Ni32AlTi 和 0Cr15Ni75Fe 合金。在 40℃，10% $FeCl_3$ + 0.05 mol/L HCl 酸的试验中也证实了上述结论。在 pH = 7 的含硼高温水中，经 4 000 ~ 5 000 h 试验未见新 13 号合金产生点蚀。

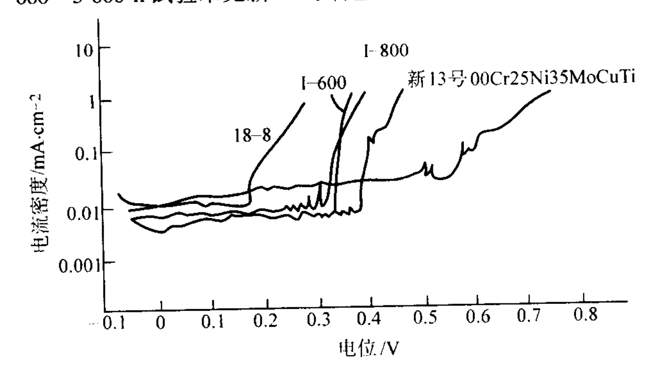


图 8.9-25 在 35℃，5% NaCl + 0.005 mol/L H_2SO_4 溶液中，新 13 号合金相对饱和甘汞电极的击穿电位

4）应力腐蚀

① 高温水　新 13 号合金在含 Cl^- 和［O］的高温水（290 ~ 316℃）中具有良好的耐应力腐蚀性能，经 10 000 h 静态高压釜试验未产生应力腐蚀断裂。在同样试验条件下，18-8 型不锈钢在短时间内产生穿晶应力腐蚀断裂，耐应力腐蚀断裂性能较优的低碳型 Incolol800（00Cr20Ni32AlTi）和 Inconel600（0Cr15Ni75Fe）合金产生晶间型应力腐蚀断裂，其断裂寿命随试验条件而异，最长的断裂时间前者为 10 000 h，后者仅为 5 000 h，如图 8.9-18 所示。在试验的合金中仅 Inconel690（0Cr30Ni60Fe10）合金可与之媲美。

② 含 NaOH 的高温水：在两种含 NaOH 的高温水中，新 13 号合金的应力腐蚀性能如图 8.9-26 所示。在含 1% NaOH、8 × 10^{-6}［O］的高温水中，新 13 号合金 5 000 h 试验后未产生应力腐蚀，而 18-8 型不锈钢、低碳 Incoloy800 和 Inconel600

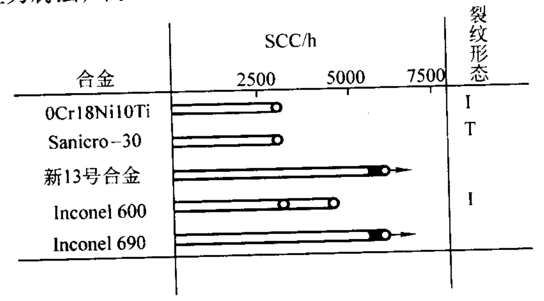


图 8.9-26 新 13 号合金在苛性高温水中的耐应力腐蚀性能

T—穿晶型；I—晶间型

○ 1% NaOH，8 × 10^{-6}［O］，330℃双 U 形试样；

• 10% NaOH，8 × 10^{-6}［O］，316℃双 U 形试样

合金均产生应力腐蚀破裂。在含 10% NaOH、8×10^{-6} [O] 的高温水中，Inconel600 合金产生严重溃疡和点蚀，而新 13 号合金既不产生应力腐蚀，又不产生其他形式的局部腐蚀。

(4) 热加工、冷加工、热处理和焊接

1) 热冷加工及成形性能　新 13 号合金热塑性试验结果如图 8.9-27 和图 8.9-28 所示。尽管合金的热塑性较 1Cr18Ni9Ti 不锈钢稍低，但仍具有良好的热变形性能，易于热加工。试验室试验和生产实践表明，合金适宜的锻、轧热加工温度为 1 000 ~ 1 150℃。新 13 号合金易于冷加工，其冷作硬化倾向低于 1Cr18Ni9Ti 合金，如图 8.9-29 所示。设备制造过程中的冷、热成形性能类似一般奥氏体不锈钢。

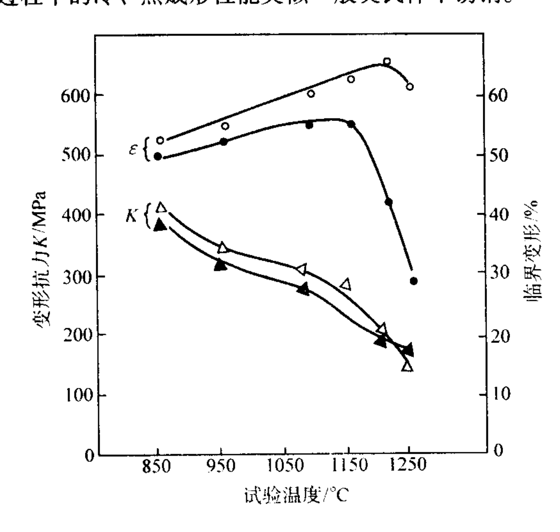


图 8.9-27　新 13 号合金落锤试验结果
•、△ 新 13 号合金；∘、▲ 1Cr8Ni9Ti

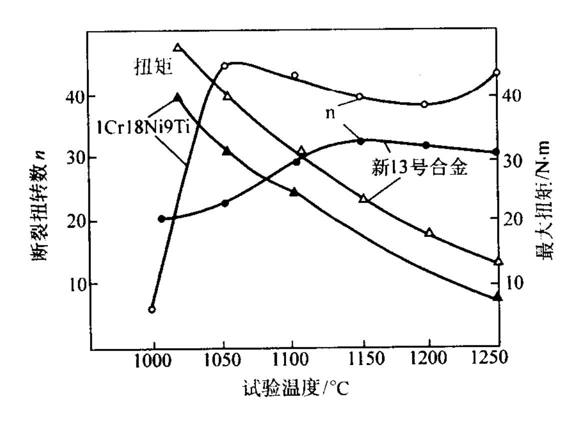


图 8.9-28　新 13 号合金热扭转试验结果
•、△、∘、▲ 符号意义同图 8.9-26

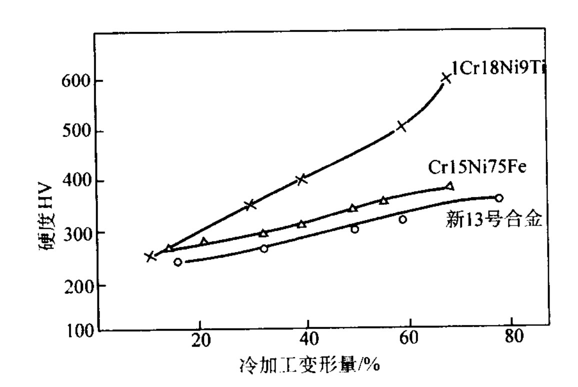


图 8.9-29　新 13 号合金的冷加工硬化行为

2) 焊接性能　新 13 号合金的焊接性不如 18-8 型奥氏体不锈钢，当选用适当的充填金属和焊接工艺时可获得满意的结果，其抗裂性能与 00Cr20Ni32AlTi 合金和 0Cr15Ni75Fe 合金相当。为了取得良好的焊接性，并保证合金的优良耐应力腐蚀性能，合金中的磷含量应严格加以控制。

(5) 物理性能

新 13 号合金的物理性能见表 8.9-17。

表 8.9-17　新 13 号合金的物理性能

物理性能	温度/℃	性能数据
密度/$g\cdot cm^{-3}$	室温	8.0
比热容/$J\cdot(kg\cdot K)^{-1}$	100	545
	150	554
	200	554
	250	558
	300	562
线胀系数 /$10^{-6}K^{-1}$	20 ~ 200	15.6
	20 ~ 300	15.9
	20 ~ 350	16.1
	20 ~ 500	16.5
	20 ~ 800	17.6
热导率/$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	100	14.6
	200	16.7
	300	18.8
	400	20.9
	500	23.0
	600	25.1
弹性模量/GPa	20	209
	100	203
	200	198
	300	192
	350	188
	400	184

(6) 应用

产品类型和应用举例：新 13 号合金冶金工艺性能良好，可以生产板、管、丝、带、锻件等冶金产品。此合金主要用于核动力工厂中的蒸汽发生器，亦可用于化学工业中的耐应力腐蚀的换热设备。

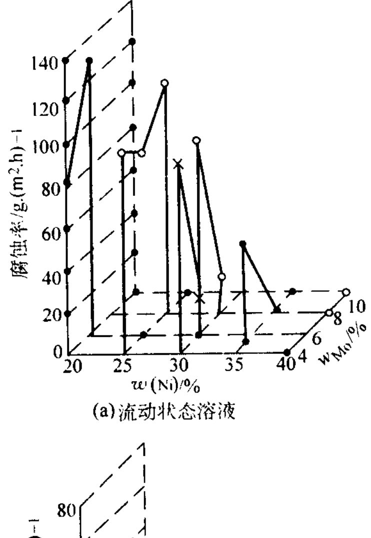
2　镍-铁-钼合金

回顾耐蚀合金的发展史，不难得出 Ni-Fe-Cr-Mo 合金的开发是源于两种技术思想的结论。其一是在 Ni-Cr-Mo 合金的基础上，以部分 Fe 取代合金中的部分 Ni 和 Mo，并将合金的 Cr 相应提高，所形成的合金既保持 Ni-Cr-Mo 合金耐氧化、还原和氧化-还原介质的腐蚀性能，又降低了成本。其二是用 Mo 对 Ni-Fe-Cr 合金进行合金化，以改善 Ni-Fe-Cr 合金耐还原性介质的腐蚀和提高其耐点蚀性能和耐缝隙腐蚀性能。不管哪种技术思想所发展的 Ni-Fe-Cr-Mo 合金，其共同特点是均含有质量分数为 18% ~ 25% Cr，5% ~ 13% Mo。为了得到稳定的奥氏体组织和良好的组织热稳定性，其镍含量依据合金中的铬、钼含量进行调整。由于在改善耐蚀性方面 Mo、Cu 的复合效果大于单纯的 Mo，因此 Ni-Fe-Cr-Mo 合金的发展和应用远不及 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 合金。

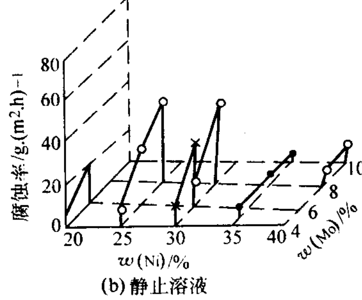
2.1　钼对镍-铁-铬合金耐蚀性的影响

Mo 对 Ni-Fe-Cr 合金在酸性介质中耐蚀性的影响如图 8.9-30 ~ 图 8.9-33 所示。

在溶解 Zr 合金和不锈钢包壳的沸腾 Niflex 溶液（1 mol/L HNO_3-2 mol/L HF 酸）和溶解不锈钢包壳的沸腾 Sulfex 溶液



(a)流动状态溶液



(b)静止溶液

图 8.9-30 Mo 和 Ni 对 Fe-（20～29）Cr 合金在 80℃，38%湿法磷酸中耐蚀性的影响

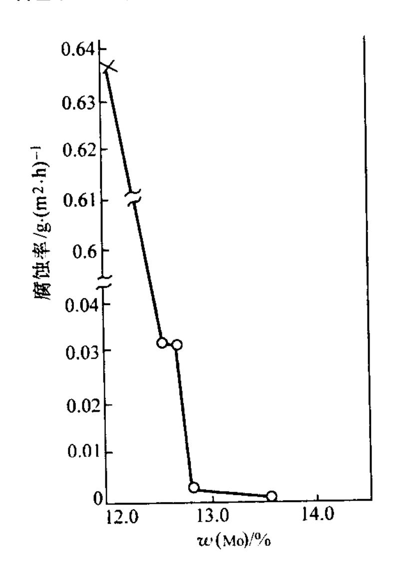


图 8.9-31 钼含量对 43Ni-20Cr-Fe 合金在 70℃氧化-还原复合介质中耐蚀性的影响

介质成分（g/L）：50～55Cl^-，45～50Ni，0.3～0.8Cu，0.001～0.007Fe，0.1Co，150SO_4^{2-}，2～4H_3BO_3，pH4～4.2

× 出现点蚀；○ 未出现点蚀

（4～6 mol/L H_2SO_4）中的研究结果表明，对于 45Ni-22Cr-Fe 和 50Ni-25Cr-Fe 合金，只有当钼含量 w（Mo）达到 6%时，才使此类合金的腐蚀率降到最低点，随后再增加的钼含量对合金的耐蚀性已不产生明显影响。

在湿法磷酸中的有限数据表明，对含质量分数为 30%～40%Ni，20%～29%Cr 的 Ni-Fe-Cr 合金，合金中钼含量对其耐蚀性起重要作用。为了提供适宜的耐蚀性，合金中的钼含量随磷酸浓度和 Cl^- 含量的增加而增加。在 38% H_3PO_4 中，Cl^- 为3 000×10^{-6}时，需使用含质量分数为 8% Mo 的合金，含 100×$10^{-6}$$Cl^-$ 要使用质量分数为 6%Mo 的合金；在 28%H_3PO_4 中，含 Cl^- 3 000×10^{-6}要使用质量分数为 4%Mo 的合金，含 100×$10^{-6}$$Cl^-$ 时质量分数为 2%Mo 的合金可满足使用要求。

在产生点蚀、缝隙腐蚀的含 Cl^-、Cu^{2+}、Fe^{3+} 并呈酸性的氧化-还原复合介质中，Mo 对 43Ni-20Cr-Fe 合金耐蚀性产生显著影响，耐蚀性随钼含量的提高而提高。当钼含量 w（Mo）达到 13.5%时，腐蚀率为零。就点蚀而言，在此种环境中，质量分数为 12.5%Mo 是一界限，低于此值产生点蚀，高于此值不产生点蚀。

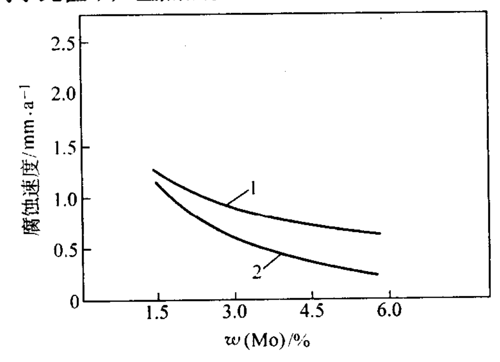


图 8.9-32 钼含量对 50Ni-25Cr-1Ti 合金自焊接试样在沸腾核燃料包壳溶液中耐蚀性的影响（5×24 h 的平均值）

1—Niflex 沸腾溶液（1 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HF 酸）；

2—Sulfex 沸腾溶液（4～6 mol/L H_2SO_4），通空气

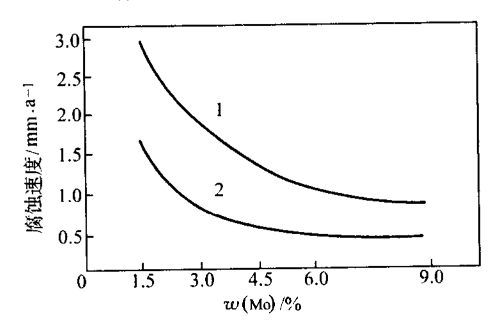


图 8.9-33 钼含量对 45Ni-22Cr-1Ti 合金自焊试样在沸腾核燃料包壳溶液中耐蚀性的影响（5×24 h 平均值）

1—Niflex 沸腾溶液（1 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HF 酸）；

2—Sulfex 沸腾溶液（4～6 mol/L H_2SO_4），通空气

2.2 常用镍-铁-铬-钼耐蚀合金的组织性能和应用

2.2.1 0Cr20Ni43Mo13

0Cr20Ni43Mo13 耐蚀合金是我国于 1967 年研制的耐点蚀性能优良的 Fe-Ni 基合金，又称为新 9 号合金。由于合金中含有较高的 Cr，加之适量 Mo 的复合作用，此合金对氧化性和还原性介质具有良好的耐蚀性，尤其是对含 Cl^- 及其他活性阴离子的氧化还原复合介质具有优异的耐点蚀性能。在某些环境中的耐蚀性优于 00Cr16Ni60Mo17W4 和 0Cr18Ni60Mo17 等镍基耐蚀合金，且成本低廉。

（1）化学成分和组织特点

0Cr20Ni43Mo13 合金的化学成分见表 8.9-18。此合金锻后，空冷的组织在奥氏体基体上分布一些岛状碳化物（M_6C）和点条状的（Fe，Ni）$_2$Mo 型 σ 相。这些相随热处理加热温度的升高逐渐溶解，σ 相和碳化物的溶解开始温度分别为 1 100℃和 1 150℃，但直到 1 200℃仍有少量的 σ 相，到 1 250℃仍有少量碳化物未溶。此合金工厂供货的固溶状态的组织为奥氏体 + σ + M_6C。值得指出的是，此合金在 950℃



加热有大量σ相析出，对力学性能和耐蚀性能将产生极不利的影响。

表 8.9-18　0Cr20Ni43Mo13 的化学成分

合金牌号	化学成分（质量分数）/%								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Fe
0Cr20Ni43Mo13	≤0.05	≤0.7	≤1.0	≤0.03	≤0.03	19～21	42～44	12.5～13.5	余

（2）室温力学性能

0Cr20Ni43Mo13 合金的室温力学性能见表 8.9-19。

表 8.9-19　0Cr20Ni43Mo13 合金的室温力学性能

合金牌号	热处理状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
0Cr20Ni43Mo13	1 200℃×0.5 h 水冷	755～828	348～407	43.5～49	48.0～63.0

（3）耐蚀性

0Cr20Ni43Mo13 合金在几种介质中的耐蚀性见表 8.9-20。此合金在还原性介质中具有良好的耐蚀性，在产生点蚀的含 Cl^- 的氧化-还原性环境中具有优秀的耐点蚀性能，在易产生点蚀的环境中，在 70℃仍不产生点蚀。

表 8.9-20　0Cr20Ni43Mo13 合金在几种介质中的耐蚀性

介质成分/g·L⁻¹	试验温度/℃	试验时间 h	试验结果 腐蚀率/g·(m·h)⁻¹	点腐蚀
50～55Cl^-，45～50Ni，0.3～0.8Cu，0.001～0.007Fe，0.1Co，150SO_4^{2-}，2～4H_3BO_3，pH4～4.2	70	100	≤0.05	无点蚀
50～55Cl^-，45～50Ni，0.001～0.000 5Cu，0.03～0.005Fe，0.1Co，150SO_4^{2-}，4～5H_3BO_3，pH2.5	50	100	≤0.001	无点蚀
50～55Cl^-，45～50Ni，0.001～0.000 8Fe，0.005～0.000 8Co，150SO_4^{2-}，4～5H_3BO_3，pH5.5～6.0	50	100	≤0.001	无点蚀
50% H_2SO_4，0.7Fe，0.029Cu，0.000 93Pb，pH1.0（合成橡胶再生塔）	130	96	0.514	—
10% HCl	30	64	0.284	—
10% HCl	50	28	1.129	—

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）冷热加工及成形性能　0Cr20Ni43Mo13 合金是一种难于热变形的合金，热变形过程中应特别小心。实验室试验和生产实践证明，合金铸锭开坯的加热温度为 1 150～1 170℃，锻造坯加热温度可提高到 1 180～1 200℃，停锻温度≥950℃。合金的冷加工类似于前述 0Cr18Ni60Mo17 合金，因合金易于冷作硬化，在成形操作时应选用适宜的成形设备。

2）热处理　为得到力学性能和耐蚀性的最佳配合，合金的热处理制度为 1 200℃固溶水冷，保温时间视材料的截面尺寸而定。固溶处理温度对合金耐蚀性的影响如图 8.9-34 所示。此合金在冷、热成形后，为获得最佳耐蚀性应在 1 200℃固溶处理。冷加工过程的中间退火温度也以 1 200℃为宜。

3）焊接　与 Hasfelloy C-22 合金相同。

（5）应用

冶金产品及用途举例：0Cr20Ni43Mo13 合金的冶金产品包括板、管、丝、带、锻件和各种铸件。0Cr20Ni43Mo13 合金主要应用于化工、有色冶炼厂点蚀环境中的各种设备，例如反应釜、泵、阀门及连接件等。

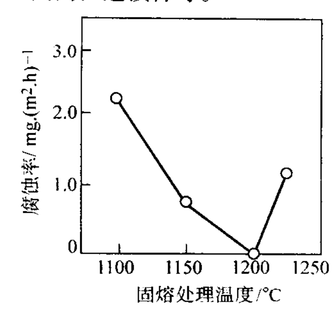


图 8.9-34　固溶处理温度对 0Cr20Ni43Mo13 合金耐蚀性的影响

试验介质（g/L）：50～55Cl^-，40～50Ni，0.3～0.8Cu，0.001～0.007Fe，0.1Co，150SO_4^{2-}，2～4H_3BO_3，pH4～4.2，温度为 70℃

2.2.2　00Cr21Ni40Mo13

00Cr21Ni40Mo13 合金是 1967 年由日本发展的耐点蚀合金，称为 Narloy3 合金。此合金在易产生点蚀的环境中，例如，在含 Fe^{3+} 的 H_2SO_4 中、在沸腾 H_3PO_4 和 70℃ HCl 酸中、在含 Fe^{3+} 的 HCl 酸中，在氯介质中，其耐蚀性一般均相当或超过 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）合金。

（1）化学成分和组织结构

表 8.9-21　00Cr21Ni40Mo13 合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	国外相应牌号名称	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Fe
00Cr21Ni40Mo13	Narloy3	≤0.03	≤1.5	≤2.0	17～25	35～45	10～15	余

表 8.9-21 列出了 00Cr21Ni40Mo13 合金的化学成分。此合金组织结构与前述的 0Cr20Ni43Mo13 合金相似，即在 1 200℃固溶其组织应为奥氏体+少量σ相+少量的 M_6C 碳化物。中温加热此合金极易析出σ相，最易析出σ相的温度为 950℃，此种金属间化合物的存在使合金的耐蚀性和力学性能恶化，在设备和部件制造过程中应极力避免和减少这种有害相的析出，一旦出现，应在 1 200℃高温固溶处理予以消除。由于此合金的碳含量较低，其 M_6C 碳化物含量和析出敏感性均低于 0Cr20Ni43Mo13 合金。

（2）耐蚀性

1）均匀腐蚀　由于此合金含 Mo、Cr 较高，并有足够的镍含量，因此在还原性酸介质中的均匀耐蚀性相当镍基耐蚀合金，在某些条件下优于 Ni-16Cr-16Mo-4W 合金（Hastelloy C）。

① 磷酸中。在各种浓度的沸腾 H_3PO_4 中，合金的耐蚀性如图 8.9-35 所示。合金在 H_3PO_4 中的耐蚀性受合金中的

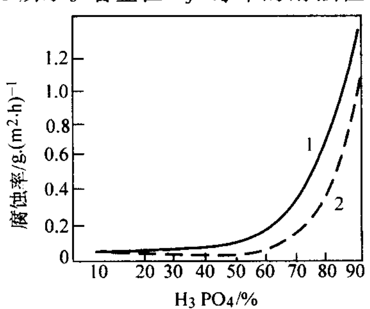


图 8.9-35　00Cr21Ni40Mo13 合金在沸腾 H_3PO_4 中的耐蚀性

1—Hastelloy C；2—00Cr21Ni40Mo13

铬含量支配，随铬含量提高耐蚀性提高，因此 00Cr21Ni40Mo13 合金的耐 H_3PO_4 腐蚀性能优于 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）合金，此合金在沸腾温度、浓度直到 70% 的 H_3PO_4 中具有极好的耐蚀性。

② 盐酸中。此合金在室温 HCl 酸中具有良好的耐蚀性，在高温 HCl 酸中耐蚀性不佳。在 70℃的 HCl 酸中，当 HCl 酸浓度为 10%时，其腐蚀率达到峰值，约为 3 g/（m^2·h），其后随浓度的增高耐蚀性增加，与 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金（Hastelloy C）比较，在低于 20% 的 HCl 酸中其耐蚀性低于 Hastelloy C 合金，在浓度大于 20% 的 HCl 酸中优于 Hastelloy C 合金，腐蚀试验结果如图 8.9-36 所示。在含氧化性介质的 HCl 和湿氯环境中，00Cr21Ni40Mo13 合金的耐蚀性显著优于 Hastelloy C 合金，具有极好的耐蚀性，见表 8.9-22。这些腐蚀数据表明，合金中的 Cr 对其耐蚀性的提高具有重要作用。

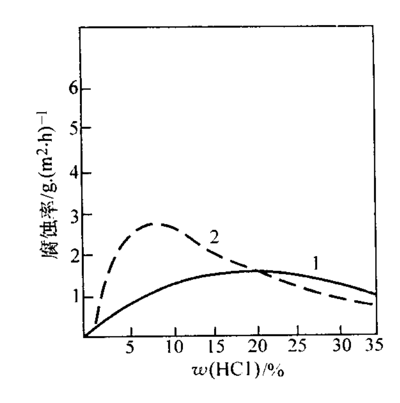


图 8.9-36　00Cr21Ni40Mo13 在 70℃HCl 中的耐蚀性

1—Hastelloy C；2—00Cr21Ni40Mo13

表 8.9-22　00Cr21Ni40Mo13 合金在 HCl 和 HCl + Fe^{3+} 溶液中的腐蚀

合金牌号	腐蚀率/g·（m^2·h）$^{-1}$					
	10% HCl，70℃	10% HCl + 1.0 g/L $FeCl_3$，70℃	10% HCl + 1.5 g/L $FeCl_3$，70℃	10% HCl + 2 g/L $FeCl_3$，70℃	湿 Cl_2，25℃	氯化反应器，25℃
00Cr21Ni40Mo13（Narloy3）	2.48	0.028	0.032	0.032	0.007	0.004
0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）	1.29	1.72	2.11	2.61	0.050	0.037

③ 硫酸中。在高温浓 H_2SO_4 中，此合金的耐蚀性不如 Hastelloy C（0Cr16Ni60Mo16W4）合金。在含氧化剂的高温 H_2SO_4 中，0Cr21Ni40Mo13 合金的耐蚀性显著优于典型的 Ni-Cr-Mo 耐蚀合金，腐蚀数据见表 8.9-23，耐蚀性提高近 10 倍。

2）点腐蚀　00Cr21Ni40Mo13 合金是一种典型的耐点蚀合金，在各种点蚀环境中具有极好的耐点腐蚀性能，与 0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）合金对比试验结果列于表 8.9-24。不论是母材，还是焊后经 1 200℃处理的 00Cr21Ni40-Mo13 合金，在各种条件均不产生点蚀，相比之下，Ni-Cr-Mo 合金在苛刻的点蚀环境下处于不稳定状态。

表 8.9-23　00Cr21Ni40Mo13 合金在 H_2SO_4 和 H_2SO_4 + Fe^{3+} 介质中的耐蚀性

合金牌号	在沸腾的 40% H_2SO_4 + Fe^{3+} 中的腐蚀率/g·（m^2·h）$^{-1}$			
	40% H_2SO_4	40% H_2SO_4 + 0.5 g/L$Fe_2(SO_4)_3$	40% H_2SO_4 + 1 g/L$Fe_2(SO_4)_3$	40% H_2SO_4 + 1.5 g/L$Fe_2(SO_4)_3$
00Cr21Ni40Mo13（Narloy3）	17	0.48	0.45	0.566
0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）	12.3	3.26	3.92	5.09

表 8.9-24　00Cr21Ni40Mo13 合金在各种介质中的耐点蚀性能

合金牌号	试样类型	10% $FeCl_3$		10% $CuCl_2$	20% $CuCl_2$	6% KBr + 10% $K_3Fe(CN)_6$，沸腾，8 h	饱和 $CaCl_2$，沸腾 100 h	氯化反应液（工厂试验），25℃
		60℃，24 h	80℃，24 h	80℃，24 h	80℃，24 h			
00Cr21Ni40Mo13（Narloy3）	母材	○	○	○	○	○	○	○
	焊后 1 200℃处理	○	○	○	○	○	○	○
0Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C）	母材	○	△	△	△	○	○	○
	焊后 1 250℃处理	△	△	△	△	○	○	○

注：○ 不产生点蚀；△ 有时产生点蚀。

（3）其他性能

00Cr21Ni40Mo13 合金的力学性能，冷热加工性能和主应用领域与 0Cr20Ni43Mo13 合金相近似。

3　镍-铁-铬-钼-铜耐蚀合金

Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 合金是铁-镍基耐蚀合金的重要组成部分。它是在 Ni-Fe-Cr-Mo 合金基础上用适量铜予以合金化所形成的系列合金。加入 Cu 以后，使 Ni-Fe-Cr-Mo 合金在还原性酸中的耐蚀性得以改善，特别是显著地提高了在热硫酸中的耐蚀性。通常这类合金均含有较高量的 Cr 和适量的 Mo，因此均具有良好的耐氧化性介质腐蚀能力，且兼备良好的耐应力腐蚀、点蚀和缝隙腐蚀性能。与常用的 Ni-Cr-Mo-Cu 铸造耐蚀合金比较，在某些介质中的耐蚀性相当或优于这类合金，而且用 Fe 取代 Ni-Cr-Mo-Cu 合金中的部分 Ni 和 Cu 等元素，使其价格更加低廉。价格和性能的综合优势，是 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 合金成为 Fe-Ni 基耐蚀合金家族中牌号多、用途广

的重要原因。

3.1 铜对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金耐蚀性的影响

图 8.9-37～图 8.9-40 及表 8.9-25 和表 8.9-26 的数据说明了 Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金在一些酸性介质中耐蚀性和电化学行为的影响。就均匀腐蚀而言，Cu 的加入显著地改善了 Ni-Fe-Cr-Mo 合金在还原性介质中的耐蚀性，其最适宜的 Cu 含量与酸的浓度和温度有关。在 65℃，在 50% H_2SO_4 中加入 1%Cu，就使 Fe-38Ni-20Cr-2Mo 合金的腐蚀速度由低 Cu（0.2%）合金的 0.4 mm/a 降到 0.1 mm/a，继续提高铜含量已无明显改善；在 65℃，80% H_2SO_4 和沸腾 50% H_2SO_4 中的最适宜铜含量为 2% 和 2.5%。在沸腾 10% H_2SO_4 中，Cu 的加入对 Fe-38Ni-20Cr-2Mo 合金的耐蚀性是有害的。但对于 Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo 的高 Mo 合金，加入 2% Cu 对此合金在各种浓度的沸腾 H_2SO_4 和 H_3PO_4 中的耐蚀性均产生有利影响，见表 8.9-25。从电化学角度分析，Cu 的加入显著改善了合金在还原性介质中的电化学行为，在沸腾 10% H_2SO_4 中，含 Cu 合金具有最低的临界电流密度，其 I_{cp} 值为 354 $\mu A/cm^2$，而无 Cu 合金 I_{cp} 值为 1 860 $\mu A/cm^2$，含 Cu 合金最低的 I_{cp} 值使其易于钝化，并赋予合金在还原性 H_2SO_4 介质中最佳耐蚀性。相反，在氧化性介质中，Cu 的加入对合金的耐蚀性产生不利影响。对于 Fe-Ni 基耐蚀合金中的铜含量，在既满足合金耐蚀性又兼顾合金的热加工性能的前提下，通常在 1%～4% 范围内变动。

表 8.9-25 Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金耐蚀性的影响

介质条件		腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
浓度	温度/℃	44Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo-2Cu (Hastelloy G)	46Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo (Hastelloy F)
10% H_2SO_4	沸腾	0.457	2.464
25% H_2SO_4	沸腾	—	8.103
30% H_2SO_4	沸腾	0.533	—
50% H_2SO_4	沸腾	—	12.24
55% H_2SO_4	沸腾	3.657	—
60% H_2SO_4	沸腾	10.46	25.4
10% H_3PO_4	沸腾	0.025	0.025
30% H_3PO_4	沸腾	0.106	0.203
50% H_3PO_4	沸腾	0.178	0.254
85% H_3PO_4	沸腾	0.508	4.877

注：腐蚀数据为 5 个 24 h 试验的平均值。

表 8.9-26 Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金在沸腾 10% H_2SO_4 中一次钝化电位和临界电流密度的影响

合金	钝化电位 E_{pp}/V（相对 SCE）	临界电流密度 I_{cp} /$\mu A \cdot cm^{-2}$
46Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo	-0.175	1 860
44Ni-22Cr-20F-6.5Mo-2Cu	-0.150	354

3.2 铬对镍-铁-钼-铜合金耐蚀性的影响

图 8.9-41 和图 8.9-42 给出了铬含量对 Fe-35Ni-（2～3）Mo-（3～4）Cu 合金在含 Cl^-、F^- 的湿态溶液的液相和气相中的腐蚀试验结果。显然，在两种不同介质中，在 Fe-Ni 基

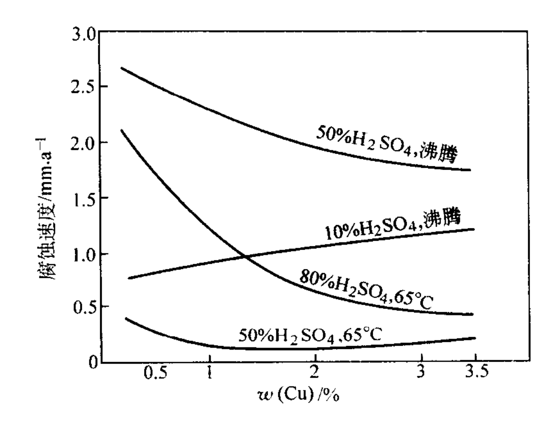


图 8.9-37 在不充气的硫酸溶液中，Cu 对 Fe-38Ni-20Cr-2Mo 合金腐蚀速度的影响

24 h 的试验数据

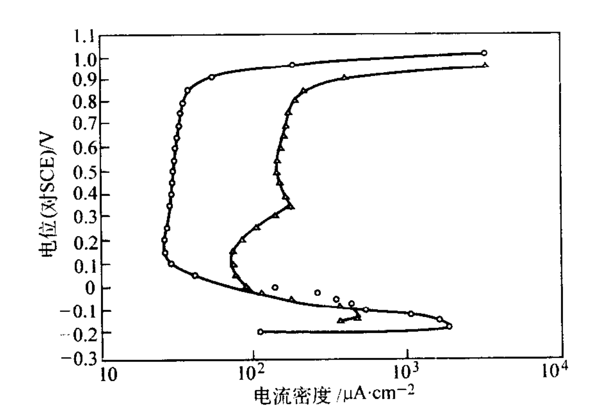


图 8.9-38 在沸腾的 10% H_2SO_4 中，Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金阳极极化行为的影响

○ 46Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo;

△ 44Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo-2Cu

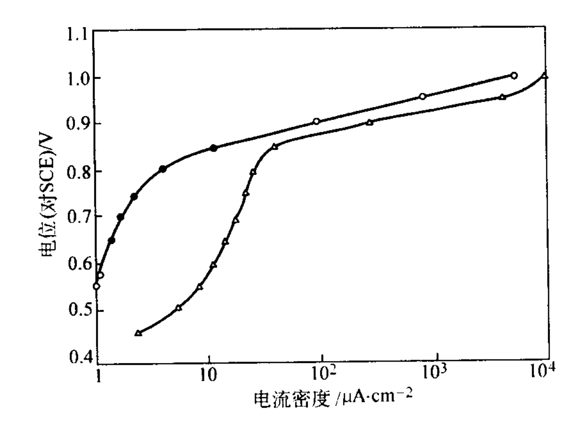


图 8.9-39 在室温 5% $FeCl_3$-10% NaCl 溶液中，Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金阳极极化行为的影响

○ 46Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo;

△ 44Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo-2Cu

合金具有合适的 Mo、Cu 配比条件下，Cr 对合金的耐蚀性具有良好的影响。随合金中铬含量的提高，耐蚀性显著提高，当铬含量 w（Cr）达到 25% 时，其腐蚀率急剧下降，出现明显的拐点。在液相中，腐蚀率为 0.08 g/（$m^2 \cdot h$），与含质量分数为 20% Cr 合金比较，耐蚀性提高近 20 倍；在气相中具有同样规律，仅是腐蚀率绝对值有差异。在湿法磷酸的实验室模拟和现场实际介质中的试验也指出了 Fe-Ni-Mo-Cu 合金中的铬含量是决定此类材料耐蚀性的关键因素，见表 8.9-27。

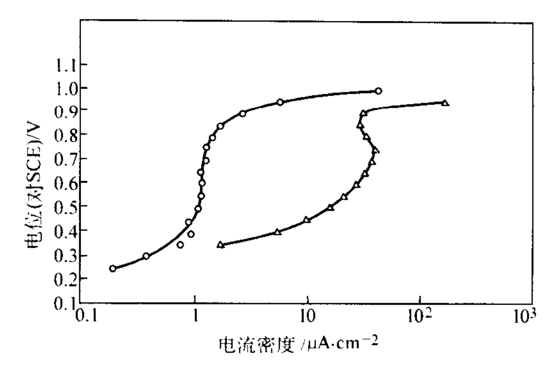


图 8.9-40　在室温 10% HNO_3 中，Cu 对 Ni-Fe-Cr-Mo 合金阳极极化行为的影响

○ 46Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo;
△ 44Ni-22Cr-20Fe-6.5Mo-2Cu

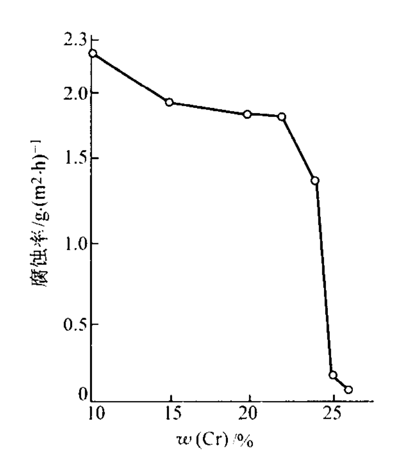


图 8.9-41　铬含量对 Fe-35Ni-（2～3）Mo-（3～4）Cu 合金在含 Cl^-、F^- 溶液中耐蚀性的影响

试验时间：370 h

介质条件：Cl^- 10～23 g/L，F^- 0.3～1.09 g/L，Fe^{3+} 18～33 g/L，85～90℃试样置于液相中

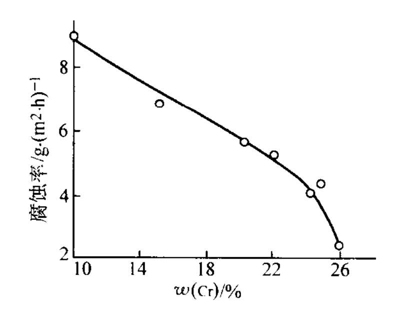


图 8.9-42　铬含量对 Fe-35Ni-（2～3）Mo-（3～4）Cu 合金在含 Cl^-、F^- 溶液气相冷凝条件下耐蚀性的影响

试验时间：96 h

介质条件：溶液中 Cl^- 45～56 g/L，F^- 2.09 g/L，Fe^{3+} 24.3 g/L，通入空气 160 mL/min，沸腾温度试样置于气相中

此外，Cr 对 Ni-Fe-Mo-Cu 合金耐局部腐蚀（例如点蚀、缝隙腐蚀、应力腐蚀）性能的影响，与 Cr 对不锈钢的影响具有一致的规律性。随合金中铬含量的提高，合金的耐局部腐蚀性能随之提高，通常所需铬含量 w（Cr）都在 20% 以上。

综上所述，在 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 合金中，为了获得满意的耐蚀性能，其铬含量 w（Cr）应在 20% 以上。在某些含 F^-、Cl^- 的酸性介质中，只有当 w（Cr）≥25% 时，才能得到最佳的耐均匀腐蚀、点腐蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀性能。从电化学的观点分析，高铬含量不仅使合金易于钝化，减少维钝电流密度进而降低溶解速度，并且赋予合金再钝化能力，使被破坏的钝化膜得以修复，这是高 Cr 合金具有良好综合耐蚀性的基本原因。

3.3　常用 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金的组织、性能和应用

3.3.1　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti

00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金又称 Fe-Ni 基新 2 号耐蚀合金。它是我国于 20 世纪 60 年代中期，在研究 Cr、Mo、Cu 对 Fe-Ni 基合金耐蚀性影响的基础上而发展的新牌号。此合金是采用 Cr、Mo、Cu 复合合金化并加 Ti 稳定的奥氏体合金。由于合金中具有足够高的铬、钼含量，特别是 w（Cr）≥25%，致使此合金耐硝酸和含 F^-、Cl^- 的酸性介质腐蚀的性能特别优异；Mo、Cu 的复合作用赋予此合金在 H_2SO_4 中具有良好的耐蚀性；w（Cr）≥25% 且含 Mo，则在含 F^-、Cl^- 的 H_3PO_4 中特别耐蚀。00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金不仅耐氧化性介质，也耐还原性介质的腐蚀，而且在氧化-还原复合介质中也具有足够的耐蚀性，所以此合金广泛应用于冶金、核能和化工等工业部门。

表 8.9-27　铬含量对 Fe-Ni 基合金在湿法 H_3PO_4 中耐蚀性的影响

介质条件	合金成分	腐蚀率/g·（m^2·h）$^{-1}$
70% H_3PO_4 + 4% SO_4^{2-} + 0.5% F^- +	Fe-35Ni-20Cr-2Mo-3Cu	6.2
+ 60×10^{-6} Cl^- + 0.6% Fe^{3+}	Fe-42Ni-20Cr-3Mo-2Cu	6.7
温度：90℃	Fe-45Ni-22Cr-6Mo-2Cu	0.54
时间：（1+3+3）天	Fe-35Ni-26Cr-3Mo-1Cu	0.11
粗磷酸：32.37% P_2O_5 +	Fe-35Ni-20Cr-4Mo-3Cu	0.195
+ 3.97% SO_3 + 2.2% F^- +	Fe-35Ni-25Cr-2Mo-3Cu	0.007 2
+ 5 093×10^{-6} Cl^- + 1.52% Fe_2O_3 +	00Cr20Ni25Mo4.5Cu	0.512 6
+ 0.986% Al_2O_3 + 1.76% MgO	Fe-25Ni-20Cr-3Mo-3Cu	0.018 4
温度：59～60℃	00Cr18Ni12Mo2	1.253
流速：0.1～0.2 mm/s	00Cr20Ni40Mo13	0.018 6
时间：204 h		

（1）化学成分和组织结构

00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金的化学成分见表 8.9-28。从表中的化学成分可知，此合金在正确的固溶处理条件下，其组织是单一奥氏体组织。当合金在 600～1 000℃时效时，可从奥氏体中析出 $M_{23}C_6$ 碳化物和 σ 相，其析出相类型与时效温度密切相关，600～800℃主要析出相为富 Cr 的 $M_{23}C_6$，800～1 000℃时效 σ 相沉淀占主导地位。$M_{23}C_6$ 和 σ 相的析出对合金的性能具有明显的



影响，前者促进合金的晶间腐蚀，后者危及合金的力学性能和工艺性能，使合金的强度提高，韧性下降。

表 8.9-28 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的化学成分（质量分数） %

C	Si	Mn	P	S	Cr
≤0.03	≤0.7	≤0.10	≤0.03	≤0.02	25.0～27.0

Ni	Mo	Cu	Fe	Ti
34～37	≤4.0	≤4.0	余	0.4～0.9

（2）力学性能

00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的室温和高温力学性能见表 8.9-29 和表 8.9-30。

表 8.9-29 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的室温力学性能

品种	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
板材，3 mm 固溶态	617～627	45～46	—
棒材，ϕ25 mm 固溶态	598～637	43～60	72～74

表 8.9-30 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的高温力学性能

试验温度/℃	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
800	245	97	60
900	137～147	42	33
1 000	68.6～83.3	58	39
1 050	49.0～58.8	57～68	51～52
1 100	39.2～44.1	49～53	30～39
1 150	29.4～34.3	32～38	29～35
1 200	26.4～29.4	36～39	31～36

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀　固溶态的 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在各种介质中的耐蚀性见表 8.9-31～表 8.9-34 和图 8.9-43～图 8.9-45。

表 8.9-31 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在硝酸和一些混合介质中的耐蚀性

序号	介质成分	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀率/g·(m²·h)⁻¹
1	65% HNO_3	沸腾	96	0.076
2	3 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HCl 酸	80	96	0.089
3	5 mol/L HNO_3 + 0.5 mol/L Fe（NO_3）$_3$	100	96	0.244
4	20% H_2SO_4 + As_2O_3（微）	沸腾	72	0.093
5	20% H_2SO_4 + $AgNO_3$（微）	沸腾	72	0.108
6	11 g/L H_2SO_4 + 微量 HF	50	176	0.000 3
7	106 g/L H_2SO_4 + 0.93 g/L HF 酸	40	176	0.000 2
8	308 g/L H_2SO_4 + 3 g/L HF 酸	40	176	0.005 7
9	337 g/L H_2SO_4 + 11.6 g/L HF 酸	50	176	0.030 3
10	337 g/L H_2SO_4 + 11.6 g/L HF 酸	70	176	0.099
11	30%～50% H_2SO_4 + 40%～50% HNO_3	沸腾	168	0.254
12	5.5 mol/L NaF + 1.5 mol/L HNO_3 + 1 g/L Cl^-	90	96	1.811
13	10 g/L F^-（HF）+ 40 g/L Cl^-（HCl 酸）	50	96	0.745
14	10～12 g/L Cl^- + 0.3～0.85 g/L F^- + 18 mg/L Fe^{3+}	85	144	0.045
15	5.5 mol/L NH_4F + 0.5 mol/L NH_4NO_3	100	96	0.028

表 8.9-32 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在湿法磷酸中的耐蚀性与其他合金的比较

介质条件	合金牌号	腐蚀率/g·(m²·h)⁻¹
介质成分：70% H_3PO_3 + 4% H_2SO_4 + 0.5% F^- + 60×10⁻⁶ Cl^- + 0.6% Fe^{3+}；温度：90℃；试验时间：（1+3+3）天	00Cr25Ni35MoCuTi	0.136
	Sanicro-28	0.12
	00Cr20Ni25Mo4.5Cu（2RK65）	0.80
	00Cr20Ni42Mo3Cu2（Incoloy825）	6.7
	00Cr20Ni34Mo2Cu3Nb（Capenter20cb-3）	6.2
	00Cr22Ni45Mo6.5Cu2Nb（Hastelloy G）	0.54
	0Cr16Ni65M16W4（Hastelloy C）	0.52

注：试验室结果。

试验室试验和实际应用结果表明，此合金具有很强的通用性，在氧化性、还原性和氧化-还原复合介质中均呈现出极好的耐蚀性。尤其是在含卤素离子的硫酸中，尽管随硫酸浓度、F^- 的含量和介质温度的提高，其耐蚀性稍有下降，但在最苛刻的条件下，即在 70℃ 的 337 g/L H_2SO_4 + 11.6 g/L HF 酸中它的腐蚀率仅为 0.09 g/（m²·h），合金处于极耐蚀范围。更为可贵的是此合金呈均匀腐蚀，未见局部腐蚀现象。



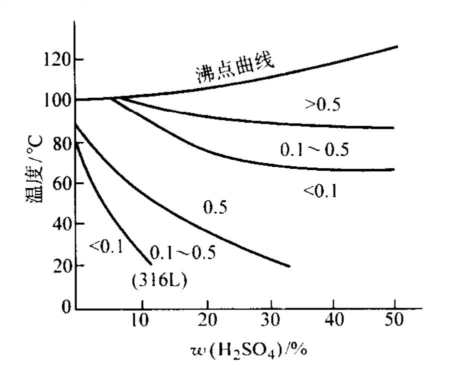


图 8.9-43 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

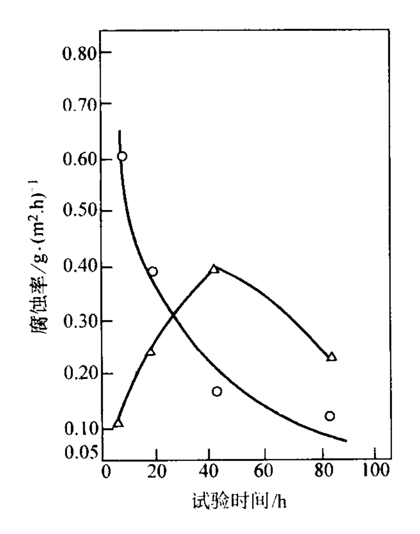


图 8.9-44 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在沸腾 20% H_2SO_4 中的耐蚀性与试验时间的关系

○ 00Cr25Ni35Mo3CuTi；

△ 0Cr20Ni35Mo2Cu2Nb（20cb-3）

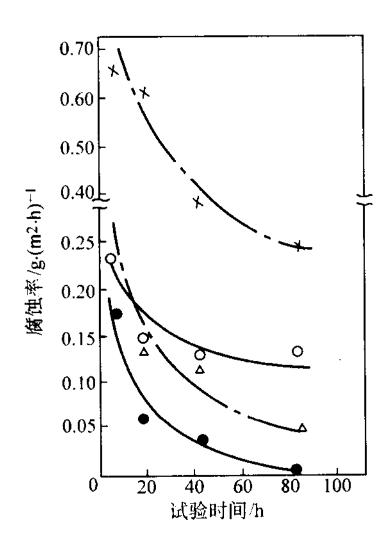


图 8.9-45 在 45℃的 50% H_2SO_4 中，00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的耐蚀性与试验时间的关系

● 00Cr25Ni35Mo3CuTi；△ 0Cr20Ni35Mo2Cu2cb（20Nb-3）；○ 00Cr17Ni17Mo7Cu1.5；× 00Cr10Ni17Mo7Cu1.5

表 8.9-33 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在湿法 H_3PO_4 生产条件下的腐蚀

试验条件	时间/h	腐蚀率 /g·(m²·h)⁻¹
32.27% P_2O_5 + 3.97% SO_3 + 2.20% F + 1.52% Fe_2O_3 + 1.76% MgO + 5 093 × 10^{-6} Cl^-，59～60℃，流速 0.1～0.2 m/s 云南磷肥厂浓缩磷酸 85℃	240	0.007 2 0.01

表 8.9-34 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在水冶厂 H_2SO_4 矿浆中的使用结果

序号	试验件名称	介质条件					连续使用时间/h
		矿浆液-固	+0.5 mm 粒度 /%	H_2SO_4 /g·L⁻¹	温度 /℃	氧化还原电位 /mV	
1	空气搅拌浸出塔加热蒸汽管	0.4～0.6	15～25	150～200	80～90	400～500	7 850
2	浸出塔加酸管	0.4～0.6	15～25	150～200	80～90	400～500	10 101～12 483
3	浸出塔加酸管	0.8～1.2	10～15	25～45	70～80	380～450	5 636～11 123
4	浸出塔空气吹管	0.4～0.6	15～25	150～200	80～90	400～500	5 396

① 硫酸中。在一定温度下，纯硫酸对金属材料的腐蚀性取决于其浓度，这与酸中溶解氧的数量随其浓度而变化有关。在 50%～70% 的浓度范围内溶解氧数量最低，溶液呈还原性，高于和低于此浓度范围，溶解氧数量增加，溶液的氧化性逐渐增加。由于硫酸的这种特性，很难找到适应于全浓度硫酸使用的材料。由于此合金具有较高的 Cr，加之 Mo、Cu 复合合金化，因此在硫酸中具有很宽的使用范围。在浓度小于 10% H_2SO_4 中可使用到沸腾温度，在 40%～60% 的中浓度硫酸中，在 80℃以下是适用的。在对耐蚀性要求不太严格的条件下，使用温度可相应提高。在纯硫酸中，合金的腐蚀数据见图 8.9-43～图 8.9-45 和表 8.9-35。

表 8.9-35 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在纯硫酸中的腐蚀

H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀率 /g·(m²·h)⁻¹
20	沸腾	84	0.13
35	90～95	96	0.057 9
4 mol/L H_2SO_4	沸腾	96	0.218
4.5 mol/L H_2SO_4	50	176	0.082
50	沸腾	96	0.578
50	90～95	96	0.111
50	45	45	0.008

H_2SO_4 中的 F^- 和 Cl^- 加速了溶液的腐蚀性，在工业应用中，常常遇到含 F^-、Cl^- 的 H_2SO_4 溶液，在这种介质中，00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金具有优异的耐蚀性，在含 F^- 硫酸中的腐蚀数据见表 8.9-31。

② 磷酸中。在纯 H_3PO_3 中，00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在直到沸腾温度的所有浓度的 H_3PO_4 中使用都是安全的。然而在湿法生产的工业 H_3PO_4 中，含有硫酸根、F^- 和 Cl^- 及其他杂质，F^- 和 Cl^- 使 H_3PO_4 的腐蚀性变得更加苛刻，此合金在工业湿法 H_3PO_4 中可以使用到 100℃，其腐蚀速度可保持在 0.1～0.15 mm/a。试验室和工厂实际介质中的腐蚀数据见表 8.9-32 和表 8.9-33 中。由于 F^- 和 Cl^- 加速了合金在 H_3PO_4 中的腐蚀，因此对工艺过程中 Cl^- 和 F^- 应予以限制，通常在 90℃湿法磷酸中，Cl^- 不应大于 800×10^{-6}，F^- 应尽量低，否则将影响设备的使用寿命。随介质温度的降低，可相应放宽 Cl^- 和 F^- 的上限值。介质中 F^- 和 Cl^- 含量对合金在 H_3PO_4 中耐蚀性的影响如图 8.9-46 所示。研究结果表明，Cl^- 的影响在于提高了材料的致钝电流，降低了合金的钝化倾向，从而加速了合金在活化区的溶解速度。F^- 除了上述作用外，还加速了合金在钝化区的溶解速度。

③ 硝酸中。在硝酸中的腐蚀数据见表 8.9-31。尽管此合金含有较高的 Mo 和 Cu，但在硝酸中，由于合金中的铬含量较高，所以具有良好的耐蚀性，在 65% 沸腾硝酸中，00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的腐蚀速度小于 0.1 mm/a。从经济观点考虑，在纯硝酸中不推荐使用此牌号。

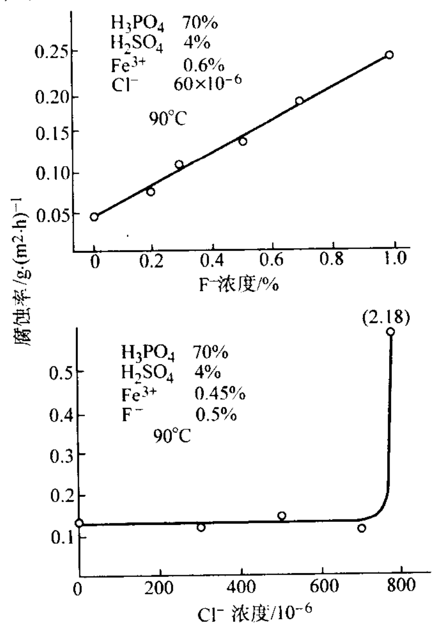


图 8.9-46 F^- 和 Cl^- 浓度对 00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在湿法磷酸中耐蚀性的影响

试验时间 7 天

④ 混酸中。00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在 $HNO_3+H_2SO_4$、HNO_3+HCl 等混合介质中具有满意的耐蚀性，例如在 80℃，3 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HCl 中，合金的腐蚀率仅为 0.089 g/($m^2\cdot h$)。在一些腐蚀性很强的介质中，使用此合金常常是最佳选择。

⑤ 氢氟酸及气体氟化氢和氯化氢中。此合金在 200℃以下的氟气、300℃以下的氯化氢和低于 550℃的氟化氢 + 水蒸气的介质中，均具有良好的耐蚀性。数据见表 8.9-36。

2）磨蚀　在含 20% H_2SO_4，液固比为 0.5～1.2，矿石粒度组成 +0.5 mm 约占 15%，−0.074 mm 小于 45%，温度为 80～90℃的流动矿浆中，此合金提供了良好的耐磨蚀性能，实验使用寿命在 10 000 h 以上，较之国际上的 4 000 h 规定值提高 1.5 倍。实际结果表明，在以腐蚀为主，磨损为辅的环境中，解决耐磨蚀的技术关键是提高合金的本质耐蚀性，而不是提高合金的硬度。

表 8.9-36　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在 HF 酸、气体 HCl 和 HF 中的耐蚀性

序号	介质条件	温度/℃	试验时间/h	腐蚀率/g·($m^2\cdot h$)$^{-1}$
1	40% HF 酸	40	176	0.67
2	60% HF + 40% 水蒸气	450	24	0.027
3	70% HF + 30% 水蒸气	550	120	0.33
4	60% HF + 40% 水蒸气	600	100	0.85
5	100% F_2	200	88	0.018 9
6	100% HCl	300	124	0.036

3）晶间腐蚀　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在固溶状态下是单一奥氏体组织，合金处于最佳的耐蚀状态。合金在设备制造过程中，很难避免二次受热机会，例如热成形、焊接等。这使合金固溶状态组织遭到破坏，进而导致合金性能的变化，在热影响区出现晶间腐蚀，并伴随有韧性下降，其影响程度取决于受热条件，例如温度和时间等。在沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$（ASTMG28-72）介质中评定合金的晶间腐蚀敏感性的结果表明，当敏化试样与固溶态试样腐蚀率比值 $K\geqslant1.5$ 时，即产生晶间腐蚀。以此为判据得出晶间腐蚀、脆化行为和热处理制度的关系，如图 8.9-47 所示。由图可知，600～800℃是合金产生晶间腐蚀的温度范围，即敏化区。700℃是最敏感温度，在此温度下的最短敏化时间是 30 min，随敏化时间的增加，晶间腐蚀愈趋严重。另一个敏化区是 850～1 000℃，在此温度范围加热，合金韧性下降，但不出现晶间腐蚀。

研究结果表明，在 600～800℃敏化导致富 Cr 的 $M_{23}C_6$ 的析出，从而使合金产生晶间腐蚀，随此种碳化物析出量的增加和在晶界上构成连续网状，晶间腐蚀愈加严重，这种结果用贫 Cr 理论可以得到圆满解释。在 850～1 000℃进行敏化，合金的析出相为脆性的 σ 相，因此导致合金冲击韧性下降。然而，即使有大量的 σ 相析出，也并未产生晶间腐蚀现象，这与 σ 相在基体上均匀分布，在 σ 相中 Cr 的富集不像在 $M_{23}C_6$ 中那样严重，以及高温扩散等，使贫 Cr 区中的 Cr 浓度未达到使其耐蚀性恶化的临界水平有关。

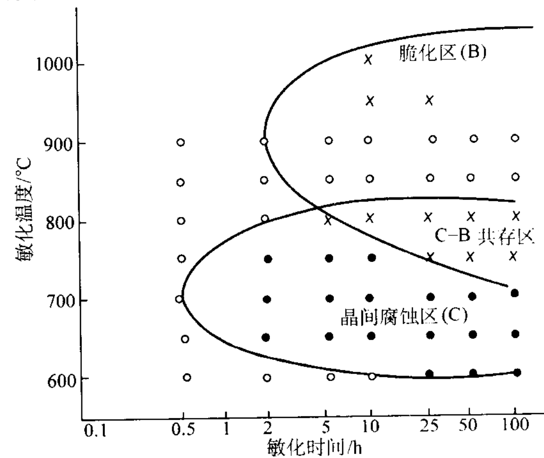


图 8.9-47　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金晶间腐蚀脆化和热处理制度的关系

沸腾 52% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$，120 h；

○ 无晶间腐蚀；● 晶间腐蚀；× $a_K\leqslant78$ J/cm²

4）点蚀　合金中的高铬含量以及 Cr、Mo 的复合作用，赋予了合金良好的耐点蚀性能。在 35℃的 5% NaCl + 0.005 mol/L H_2SO_4 溶液中，采用 20 mV/min 的扫描速度，动电位法测得的击穿电位见表 8.9-37 和图 8.9-48。数据表明，



00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金耐点蚀性能大大优于 0Cr18Ni9Ti 奥氏体不锈钢，也优于镍基合金 Inconel600 和铁镍基合金 Incoloy800。

表 8.9-37　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在 35℃，5%NaCl + 0.005 mol/L H_2SO_4 中的击穿电位

合金牌号	击穿电位（SCE）/mV
00Cr25Ni35Mo3CuTi	+ 600
0Cr18Ni9Ti	+ 180
Inconel600	+ 320
Incoloy800	+ 500

5）应力腐蚀　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金具有良好的耐应力腐蚀破裂性能，在以点蚀为起源的应力腐蚀环境中更能显示出合金的优越性。在沸腾 $MgCl_2$ 和含 Cl^-、饱和氧和苛性高温水中的试验结果见表 8.9-38 和图 8.9-49、图 8.9-50。结果表明，在三种不同浓度的 $MgCl_2$ 中，该合金的耐应力腐蚀破裂性能显著优于 0Cr18Ni9Ti 合金，在沸点为 130℃ 的 $MgCl_2$ 中优于 Incoloy800 合金。图 8.9-49 的数据示出，在含 Cl^-、$8\times10^{-6}O_2$ 的高温高压水中，18-8 型奥氏体不锈钢对应力腐蚀最敏感，一般在 1 500 h 即产生穿晶应力腐蚀裂纹。在奥氏体不锈合金中，随镍含量的提高，应力腐蚀敏感性下降，破裂时间增长，且破裂形态由穿晶型过渡到穿晶和沿晶混合型。高 Ni 的 Inconel600 合金，对晶间型应力腐蚀敏感，在 3 000 ~ 5 000 h 产生晶间型应力腐蚀。相比之下，00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金具有优良的耐应力腐蚀破裂性能。在 330℃、1%NaOH、$8\times10^{-6}O_2$ 和 316℃、10%NaOH、$8\times10^{-6}O_2$ 的高温苛性溶液中，该合金的耐应力腐蚀破裂性能相当于 Inconel600 和 Incoloy800 合金，远优于 0Cr18Ni9Ti 合金。

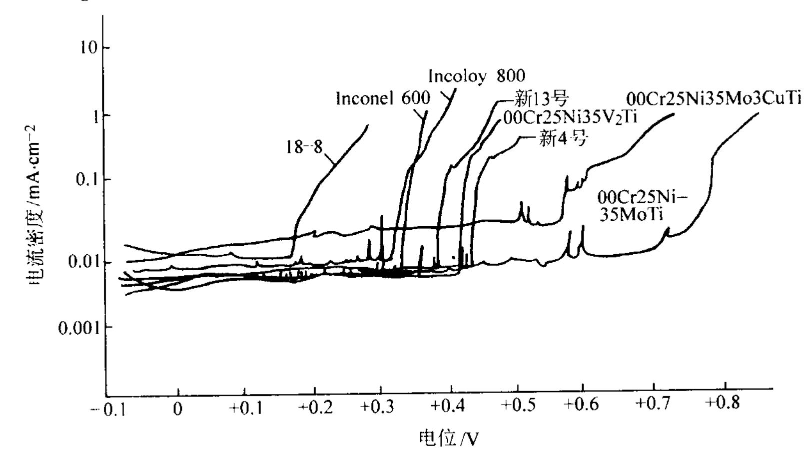


图 8.9-48　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的击穿电位曲线与其他合金的比较
在 35℃5%NaCl + 0.005 mol/L H_2SO_4 溶液中的阳极极化曲线极化速度为 20 mV/min，电位相对于饱和甘汞电极

表 8.9-38　00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金在沸腾 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀

合金牌号	在不同沸腾温度 $MgCl_2$ 中的应力腐蚀破裂时间/h		
	130℃	143℃	154℃
0Cr18Ni9Ti	26 ~ 32	2	—
Incoloy800	310 ~ 478	1 000（未裂）	1 000（未裂）
00Cr25Ni35Mo3CuTi	1 000（未裂）	1 000（未裂）	1 000（未裂）

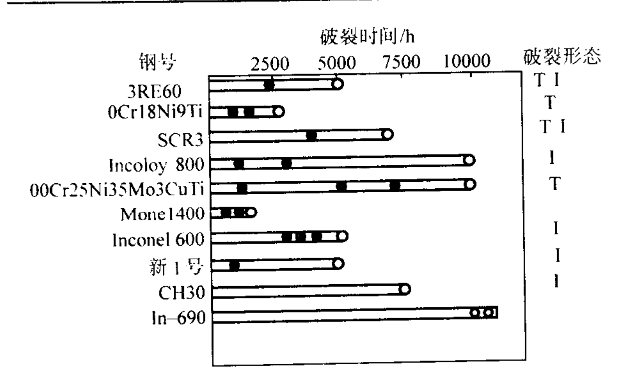


图 8.9-49　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在高温水中的应力腐蚀
（双 U 形试样、高压釜试验）
T—穿晶应力腐蚀破裂；I—晶间应力腐蚀破裂；
TI—混合型应力腐蚀破裂
○ 330℃，$100\times10^{-6}Cl^-$，$8\times10^{-6}O_2$，pH6.6，一周换水 1 次；
● 316℃，$100\times10^{-6}Cl^-$，$8\times10^{-6}O_2$，pH7，一周换水 1 次

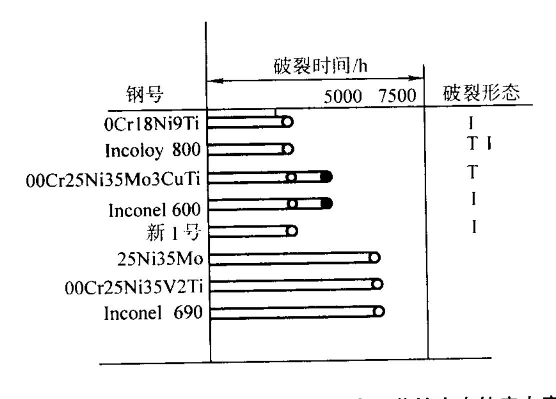


图 8.9-50　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金在高温苛性水中的应力腐蚀
（双 U 形试样、高压釜试验）
T—穿晶应力腐蚀破裂；I—晶间应力腐蚀破裂；
○ 1%NaOH，$8\times10^{-6}O_2$，330℃高温水，双 U 形试样；
● 10%NaOH，$8\times10^{-6}O_2$，316℃高温水，双 U 形试样

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）冷热加工及成形性能　00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金具有良好的冷热加工及成形性能。合金的热加工加热温度以 1 050 ~ 1 120℃为宜。冷加工及成形性能与通常的奥氏体不锈钢类似。

2）热处理　00Cr25Ni35Mo3CuTi 是一种奥氏体合金，为使之具有最佳耐蚀性，良好的强度和韧性以及冷热成形性，其使用状态为固溶处理状态。合金的固溶处理温度为 1 050 ~ 1 150℃，保温时间视产品的截面尺寸而定，冷却方式为水

冷或空冷。冷加工中间软化处理温度与固溶处理温度相同。为了避免合金的晶间腐蚀，不允许在 600～800℃范围内加热，如果出现这种情况，必须对合金施以固溶处理，以恢复合金的耐蚀性。

3）焊接性能　00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金焊接性良好，与一般奥氏体不锈钢相近，可采用通常的焊接方法进行焊接，焊接材料为 G817 镍基焊条和焊丝，焊接时应避免增碳，在可能的条件下应减少输入的热量，焊接电流不宜过大。

（5）物理性能

00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的物理性能见表 8.9-39 中。

表 8.9-39　00Cr25Ni35Mo3Cu4Ti 合金的物理性能

弹性模量	温度/℃	28	200	300	400	500	600	700	800	900	
	E/GPa	186.33	182.40	175.5	167.69	160.83	152.98	150.04	142.20	129.45	
线胀系数	温度/℃	26～100	26～200	26～300	26～400	26～500	26～600	26～700	26～800	26～900	26～1 000
	$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	15.7	15.8	15.9	16.1	16.3	16.7	17.1	17.5	17.9	18.5
热导率	温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
	λ/W·(m·K)$^{-1}$	12.53	12.95	14.62	15.87	17.54	18.79	20.04	21.71	23.38	24.63
电阻率	/μΩ·m	1.07									

（6）应用

产品及用途举例：00Cr25Ni35Mo3CuTi 合金是一种变形合金，亦可做为铸造合金使用，以铸态形式使用时，合金中的碳含量可以适当提高。此合金可以生产板材、管材、棒材、丝材、带材和锻件以及各种复杂的铸件。主要用于耐硫酸、耐含 F^-、Cl^- 的硫酸和磷酸腐蚀以及耐酸性矿浆磨蚀的容器、管道、换热器、反应塔、泵、阀门等。

3.3.2　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 和 00Cr22Ni48Mo7Cu2Nb 等 Hastelloy G 系列合金

0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 是 20 世纪 60 年代中期发展的一种既耐 H_2SO_4 又耐 H_3PO_4 腐蚀的 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu-Nb 变形耐蚀合金，定名为 Hastelloy G 合金。此合金除了在 H_2SO_4 和 H_3PO_4 中具有良好耐蚀性外，在氧化-还原性介质中也具有优秀的耐腐蚀能力。在含氟硅酸、硫酸盐、氯离子、氟离子、硝酸的 H_2SO_4 和 H_3PO_4 的混合介质中，Hastelloy G 合金具有优异的耐蚀性。此外，该合金亦具有良好的耐局部腐蚀（如晶间腐蚀、点腐蚀和缝隙腐蚀等）性能。

在长期的应用实践过程中，在 Hastelloy G 合金的基础上又发展了 Hastelloy G-3 和 Hastelloy G-30 合金。前者是降低碳和铌，以提高合金的抗敏化性能和降低成本，后者是为了提高其在湿法磷酸中的耐蚀性，将 Cr 的质量分数提高到 30%而发展的，当然这种发展是和冶炼技术本身的进步以及化工工艺的发展密切相关的。为满足含大量 H_2S、CO_2 和氯化物酸性天然气筒形部件的需要，近年来又引入了新一代合金 Hastelloy G-50。为了叙述方便，本书将 Hastelloy G、Hastelloy G-3、Hastelloy G-30、Hastelloy G-50 分别简化成 G、G-3、G-30 和 G-50。

（1）化学成分和组织结构

Hastelloy G 类型合金的化学成分见表 8.9-40。在不同国家中，合金中主要合金元素 Cr、Ni、Mo、Cu 等的含量基本一致，只是碳含量的上限值有所差别。

此类合金在工厂固溶处理条件下是奥氏体组织和少许 M_6C 和 MC 型碳化物，在 1 150℃以上进行固溶处理，此合金的组织为完全奥氏体组织。这种组织决定了合金不能通过热处理进行强化，只能采用冷加工方法予以强化。在一定的受热条件下，例如在 650～1 093℃范围内进行敏化处理，合金将析出 M_6C、MC（多半是 NbC）碳化物和 Laves 相（Fe_2Mo），以及金属间化合物 Z 相（Cr-Fe-Ni-Nb）。中温时效所析出的沉淀相对合金的耐蚀性，特别是耐晶间腐蚀性将会产生极不利的影响。

Hastelloy G 类型合金的析出行为与合金的成分和受热历史相关，即使很低的碳含量也难免有碳化物析出，G-3 合金的 TTP 图如图 8.9-51 所示。

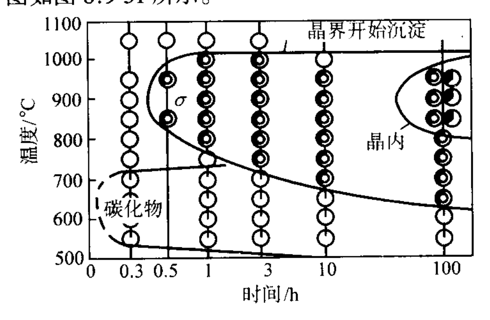


图 8.9-51　G-3 合金等温的时间-温度-沉淀过程图

采用光学显微镜方法建立。合金成分（质量分数）（%）：47.6Ni-22.6Cr-19.7Fe-7.1Mo-2.0Cu-0.4Mn-0.3Nb-0.03Si-0.01C（Heubner 和 Köhler，1992）

表 8.9-40　Hastelloy G 系列合金的化学成分（质量分数）　%

国内牌号	相当国外牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Nb + Ta	Co	W
0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2	Hastelloy G	≤0.05	≤1.0	1.0～2.0	≤0.04	≤0.03	21.0～23.5	余量	5.5～7.5	1.5～2.0	18.9～21.0	1.75～2.50	≤2.5	≤1.0
00Cr22Ni47-Mo6.5Cu2Nb2	Nicrofer 4 520 hMo	≤0.03	≤1.0	1.0～2.0	≤0.004	≤0.03	21.0～23.5	余量	6.0～7.0	1.5～2.0	18.0～21.0	1.75～2.50	≤2.5	—
00Cr22Ni48-Mo7Cu2Nb	Hastelloy G-3 Nicrofer 4 823 hMo	≤0.015	≤0.5	≤1.0	≤0.02	≤0.01	21.0～23.5	余量	6.0～8.0	1.5～2.5	18.0～21.0	0.5	≤5.0	≤1.5
00Cr30Ni46-Mo5W2Cu2Nb	Hastelloy G-30	≤0.03	≤0.8	≤1.5	≤0.004	≤0.02	28.5～31.5	余量	4.0～6.0	1.0～2.4	13.0～17.0	0.3～1.5	≤5.0	1.5～4.0
00Cr20Ni50Mo9WCuNb	Hastelloy G-50	≤0.015	≤1.0	≤1.0	—	—	19.0～21.0	余量	8.0～10.0	≤0.5	15.0～20.0	≤0.5	≤2.5	≤1.0



（2）力学性能

G 合金固溶状态和焊接后的低温室温和高温拉伸性能见表 8.9-41。

表 8.9-41　G 合金的低温、室温和高温瞬时拉伸性能

材料类型	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	动态弹性模量 E/GPa
≤3.0 mm 板，固溶状态	-160	834	443	48	—	—
	-65	783	400	50	52	—
	室温	700	317	61	52	—
	93	665	298	56	50	—
	204	624	256	74	47	—
	315	604	245	82	48	—
	426	584	229	84	47	—
	538	562	225	83	47	—
	649	523	220	82	46	—
	760	440	216	61	41	—
9.5～16 mm 中板，固溶状态	-160	835	462	60	58	—
	-65	796	399	55	48	199
	室温	684	309	62	57	190
	93	652	263	61	51	187
	204	603	232	63	52	180
	315	579	205	68	52	174
	426	563	199	70	52	167
	538	524	192	73	57	160
	649	502	196	68	55	151
	760	414	189	57	40	142
13 mm 厚板，横向焊	室温	694	415	32	23	—
	260	600	341	43	53	—
	538	538	273	43	54	—
焊缝金属	室温	746	518	23	31	—
	260	596	409	28	36	—
	538	542	379	27	38	—

G 合金的时效硬化特点和室温疲劳性能分别见表 8.9-42 和表 8.9-43。时效对 G 合金冲击性能的影响见表 8.9-44。

表 8.9-42　G 合金的时效硬化

时效时间/h	硬度 HRB			
	650℃	705℃	760℃	815℃
1	84	83	84	84
4	86	85	86	20HRC
16	86	86	94	26
50	88	89	21HRC	29HRC
100	88	89	25HRC	30HRC

表 8.9-43　G 合金的室温疲劳强度

材料类型	试验条件	试样部位	在 10^8 循环次数失效所需应力/MPa
13 mm 中板	固溶处理	母材	329
	TIG 焊	焊缝金属（热影响区）	309
	TIG 焊	焊缝金属（焊缝中间）	309

注：未开槽试样，旋转梁方法。

G 合金蠕变和持久性能，分别见表 8.9-45 和表 8.9-46。G-3 合金的室温力学性能见表 8.9-47。

表 8.9-44　G 合金的冲击吸收功

时效时间/h	A_{KV}/J			
	650℃	705℃	760℃	815℃
16	181	65	27	19
100	49	39	11	7

表 8.9-45　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金产生规定的最小蠕变速度的应力

温度/℃	649				732	
蠕变速度/$10^{-2}h^{-1}$	0.000 01	0.000 1	0.001	0.01	0.000 01	0.000 1
应力/MPa	130①	157①	192	233	65①	81①
温度/℃	732		816			
蠕变速度/$10^{-2}h^{-1}$	0.001	0.01	0.000 01	0.000 1	0.001	0.01
应力/MPa	101	126	31①	41	52	67

① 外推值。

表 8.9-46　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金持久性能

材料类型	试验温度/℃	在下列时间断裂平均初始应力/MPa				
		10 h	100 h	500 h	1 000 h	2 000 h
薄板和中板，固溶处理	649	384	309	247	260	233
	760	189	138	122	109	102①
	871	89	63	51	46	42①
	982	44	25.5	17	14	12①

① 外推值。

表 8.9-47　G-3 合金的室温力学性能

材料类型和规格	σ_b/MPa	σ_p/MPa	δ/%	HRB
1.4～4.8 mm 薄板	690	325	50	79
0.63～0.97 mm 薄板	685	305	53	83
6.4～19 mm 中板	740	365	56	87
ϕ13～25 mm 棒材	695	295	59	80
SMAW 焊件	690	450	46①	—

① 板厚 57 mm。

G-30 合金的室温和高温瞬时拉伸性能见表 8.9-48 和表 8.9-49。

表 8.9-48　固溶态 G-30 合金的室温力学性能

材料类型和规格	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
0.71 mm 薄板	690	324	56	—
3.2 mm 薄板	690	352	56	—
6.4 mm 中板	676	317	55	—
9.5 mm 中板	690	310	65	68
12.7 mm 中板	690	317	64	77
19.1 mm 中板	676	324	65	67
31.8 mm 厚板	683	310	60	—
ϕ25.4 mm 棒材	690	317	60	—



表 8.9-49 尺寸范围为 6.4～32 mm 中板和棒的高温瞬时拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
室温	710	338	53
93	635	290	54
204	607	248	59
316	572	228	59
427	552	214	60
538	524	200	62

时效对 G-30 合金的室温和低温冲击性能的影响结果见表 8.9-50。

表 8.9-50 时效对 G-30 合金 13 mm 厚材料冲击吸收功的影响

状态	取向	A_{KV}/J	
		室温	-196℃
工厂退火（MA）	纵向	353	354
MA	横向	353	355
MA+760℃×1 h	纵向	271	—
MA+760℃×24 h	纵向	79	—
MA+871℃×1 h	纵向	130	—

表 8.9-51 为冷加工和时效对 G-30 合金硬度的影响。

表 8.9-51 冷加工和时效对 G-30 合金硬度的影响

冷加工量/%	未时效	200℃×20 h 时效	500℃×100 h 时效
MA	90HRB	—	—
10	98HRB	100HRB	93HRB
20	29HRC	26HRC	25HRC
30	32HRC	34HRC	34HRC
40	35HRC	38HRC	40HRC
50	36HRC	39HRC	41HRC
60	40HRC	43HRC	44HRC
70	41HRC	43HRC	46HRC

G-50 合金的室温和高温力学性能见表 8.9-52。

表 8.9-52 G-50 合金筒状物的力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	σ_p（90.2%残余变形）/MPa	δ/%
纵向			
室温	875	742	25.8
95	825	700	24.8
205	761	631	24.7
315	717	619	22.6
横向	8		
室温	838	709	26.8
95	782	669	24.3
205	712	587	24.5
315	678	578	21.7

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀

① 海水中。Hastelloy G 合金系列，由于 Cr、Mo 的恰当组合，使其既耐低速又耐高速海水的腐蚀，在被污染的海水和有海洋有机物附着的海水环境中也具有足够的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。在深海（720～2 070 m）环境的海水和埋在沉积物中的试验结果指出，在 123～1 064 天暴露过程中，G 合金未出现局部腐蚀。

② 工业水中。在含有氯化物、硫酸盐、有机物工业废水中此类合金具有良好的耐蚀性，在 22℃的上述工业废水中 Hastelloy G 合金的腐蚀速度为 0.04 mm/a。

③ 硫酸中。0Cr22Ni47FMo6.5Cu2Nb2（G 合金）在纯 H_2SO_4 中的腐蚀数据见表 8.9-53 和图 8.9-52。表 8.9-53 为在工厂实际条件下的试验结果，图 8.9-52 是在试验室不充气的硫酸中的试验结果。由这些数据可以看出，此合金在全浓硫酸中于 40℃以下使用是安全的。在浓度为 20%～60%的 H_2SO_4 中，可使用到近 90℃，沸腾温度时仅能在低于 10%的 H_2SO_4 中使用。

表 8.9-53 Hastelloy G 合金在工厂实际条件下的腐蚀试验结果

H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a^{-1}	H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a^{-1}
80	38	0.076	2	沸腾	0.117
90	38	0.127	5	沸腾	0.282
96	38.5	0.127	10	沸腾	0.364
20	65.5	0.025	25	沸腾	0.840
40	65.5	0.101	50	沸腾	2.742
60	65.5	0.127	60	沸腾	10.403
70	65.5	0.178	77	沸腾	>25.4
80	65.6	1.37	80	沸腾	>25.4
40	93	0.303	85	沸腾	>25.4
50	93	0.331	90	沸腾	>25.4
70	93	0.606	96	沸腾	6.30

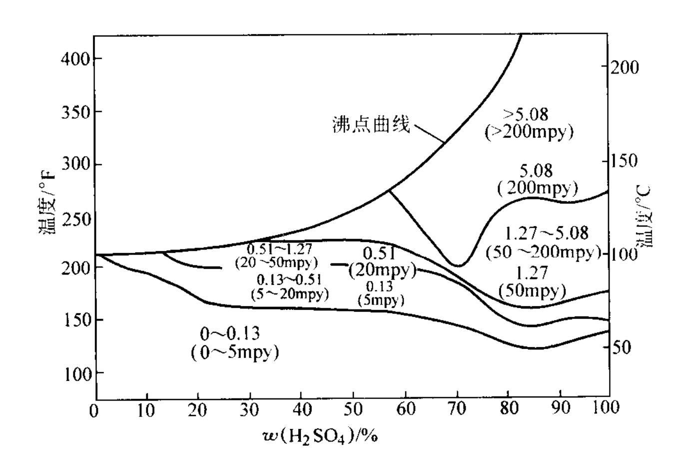


图 8.9-52 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2（Hastelloy G）合金在不充气的 H_2SO_4 中的等腐蚀图

4×24 h 试验的平均值；

图中数字为腐蚀速度（mm/a）



2

在 H_2SO_4 的工业应用中，常常不是单纯的 H_2SO_4，常混有 HF 酸、盐类（硫酸盐、盐酸盐）。通常氧化性杂质可以促进合金的钝化，进而提高合金的耐蚀性，而还原性的杂质，例如 F^-、Cl^- 等会加速合金的腐蚀。在混有杂质的 H_2SO_4 中，合金的耐蚀性见表 8.9-54 和图 8.9-53。显然，在 H_2SO_4 液相中，Cl^- 的加入降低了合金的耐蚀性，当在加入 200×10^{-6} Cl^- 的条件下，以腐蚀速度 0.13 mm/a 作为依据，其使用温度下降 10～20℃。在气相中，Cl^- 的加入对合金的耐蚀性未见影响。氟离子与氯离子相仿，对合金耐 H_2SO_4 性能产生不利影响。

表 8.9-54 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在含杂质的 H_2SO_4 中的耐蚀性

介质条件	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
28% H_2SO_4 + 5.9% HF	49～79.5	0.149
38% H_2SO_4 + 1.55% $NaClO_3$ + 8% SO_2 + 0.3% NaCl	26～51	0.007
85% H_2SO_4 液相	40	0.404
85% H_2SO_4 + 0.32% HCl 液相	40	2.311
85% H_2SO_4 气相	40	<0.025
85% H_2SO_4 + 0.32% HCl 气相	40	<0.025
90% H_2SO_4 雾	150	0.202
95% H_2SO_4 液相	40	0.808
95% H_2SO_4 + 0.36% HCl 液相	40	0.584
95% H_2SO_4 气相	40	<0.025 4
95% H_2SO_4 + 0.36% HCl 气相	40	<0.025 4
96% H_2SO_4 雾	150	0.127
77% H_2SO_4 雾	126	0.381

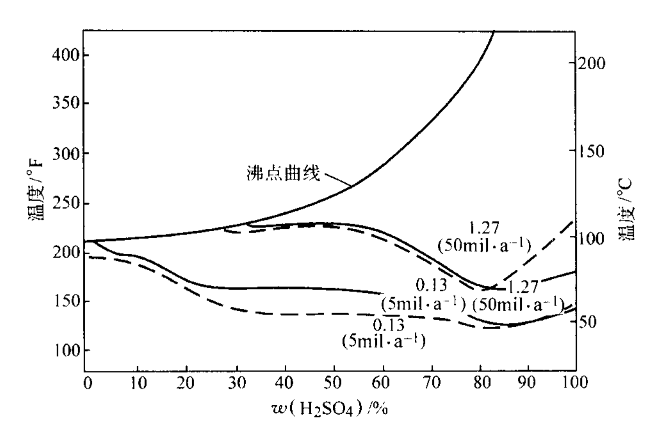


图 8.9-53 氯离子对 0C2Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在 H_2SO_4 中耐蚀性的影响

图中数字为腐蚀速度（mm/a）；

—— H_2SO_4； – – – $H_2SO_4+20\times10^{-6}Cl^-$（NaCl）

④ 磷酸中。在化学纯和含杂质的 H_3PO_4 中，0Cr22Ni47-Mo6.5Cu2Nb2 合金的耐蚀性见表 8.9-55 和图 8.9-54。在化学纯的 H_3PO_4 中，此合金在沸腾温度、浓度低于 30% 的酸中是耐蚀的，在 30%～85% H_3PO_4 中其使用温度要限制在 100℃以下。磷酸中的杂质 Cl^-、F^-、SO_4^{2-} 等加速了合金的腐蚀，三价的 Fe 和 Al 因与 F 形成络合物减缓了合金的腐蚀。在化肥生产中，以湿法磷酸为主要原料，湿法磷酸含有大量的杂质，包括 F^-、Cl^-、硫酸根、Al、Fe、Si 等，由于 F^-、Cl^- 的掺杂使其腐蚀性更强，0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金湿法磷酸的腐蚀数据见表 8.9-56。在不同组成的湿法磷酸中，此合金可使用到 110℃，过高的温度会使合金的耐蚀性急剧下降。

表 8.9-55 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在化学纯和含杂质 H_3PO_4 中的腐蚀

介质成分	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
10% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.025 4
20% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.025 4
30% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.101
40% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.058
50% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.176
60% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.279
70% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.406
85% H_3PO_4，化学纯	沸腾	0.505
36% H_3PO_4 + 2.9% H_2SO_4 + $350\times10^{-6}Cl^-$ + HF + 30% 石膏	78	0.033
36% H_3PO_4 + 2.9% H_2SO_4 + $350\times10^{-6}Cl^-$ + 氟硅酸	38～43.9	0.017 8
52.5% H_3PO_4 + 2.9% H_2SO_4 + $400\times10^{-6}Cl^-$ + 痕迹氟硅酸	45	0.017 8
101% H_3PO_4 + 1.17% 固体 + 0.4% F^-	149	0.200
45% H_3PO_4 + 45% H_2SO_4 + 10% H_2O	18～130	0.707
45% H_3PO_4 + 45% H_2SO_4 + 10% H_2O	130	4.724
55% H_3PO_4 + 3% H_2SO_4 + $CaSO_4$ + 氟化物	105～127	0.838
55% H_3PO_4 + 0.8% HF	109	0.228
75% H_3PO_4	100	0.18
85% H_3PO_4	55	0.002 5
85% H_3PO_4	75	0.017 8
85% H_3PO_4	100	0.111
85% H_3PO_4	125	0.249
98% H_3PO_4 + 4%～6% H_2SO_4 + 2.8%～3.0%（Fe^3 + Al^3 + 0.5%～1.0% 氟化物）	200～238	0.234
93.5% H_3PO_4 + 4.3% H_2SO_4 + 4.4%（Fe + Al）	204～210	0.889
浓度很低的 H_3PO_4 雾	95～100	<0.002 5

2

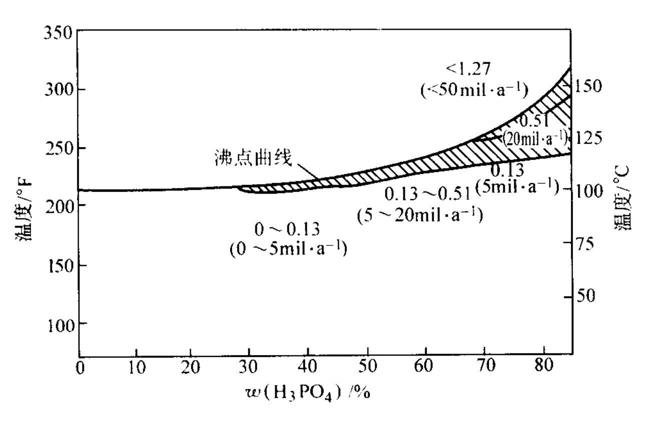


图 8.9-54　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在化学纯 H_3PO_4 中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）；

▨ 腐蚀速度不稳定区

表 8.9-56　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在湿法磷酸中的耐蚀性

介质成分	时间/h	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
39%H_3PO_4 + 2%H_2SO_4 + 1.2%氟化物 + 30%石膏		76.5～84	0.028
55%H_3PO_4 + 氟化物 + 石膏		79.5～85	0.053
30%P_2O_5 + 4.5%H_2SO_4 + 2%F	110	121～85	（热壁）0.304 （液相）0.132
30%P_2O_5 + 3%H_2SO_4 + 2.4%F + 1.2%FeO + 1.1%固体	96	121 85	（热壁）0.254 （液相）0.058
54%P_2O_5 + 4.3%H_2SO_4 + 1.4%F	48	163～168.5	（热壁）3.607
56%P_2O_5 + 2%H_2SO_4 + 1.0%F + 1.5%（FeO + Al_2O_3） + 4%固体	48	107～118.5 88～110 149	（热壁）0.134 （液相）0.043 1 （热壁）1.245
56%P_2O_5 + 2%H_2SO_4 + 1.0%F 1.5%（FeO + Al_2O_3） + 4%固体	24	165	（热壁）2.11
66%P_2O_5 + 少量的 Co、MgO、Fe、Al_2O_3、SiO_2、Na_2O	48	171 163	（热壁）1.473 （热壁）1.092

⑤ 盐酸中。HCl 酸较 H_2SO_4 具有更强的腐蚀性。0Cr22-Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金仅在室温或略高于室温、浓度低于2%的稀盐酸中耐蚀。合金在盐酸中的腐蚀数据见表 8.9-57 和图 8.9-55。

表 8.9-57　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在 HCl 酸中的腐蚀

HCl 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$	HCl 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
1	室温	0.002 5	2	65	—
2	室温	0.020 3	5	65	2.362
5	室温	0.091	10	65	3.658
10	室温	0.226	15	65	4.847
15	室温	0.251	37	65	7.798
1	65	0.002 5			

⑥ 氢氟酸和氟硅酸中。在不通气的氢氟酸中，0Cr22Ni-47Mo6.5Cu2Nb2 合金在 60℃耐蚀，在较高温度将产生明显的腐蚀甚至完全溶解。氟硅酸的腐蚀性不如氢氟酸强烈，这种介质在湿法磷酸生产中用水净化含 SiF_4 的气体时产生，对材料也产生明显腐蚀，此合金在氟硅酸中的使用温度可高于在氢氟酸中的使用温度。0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在氢氟酸和氟硅酸中的耐蚀性见表 8.9-58。

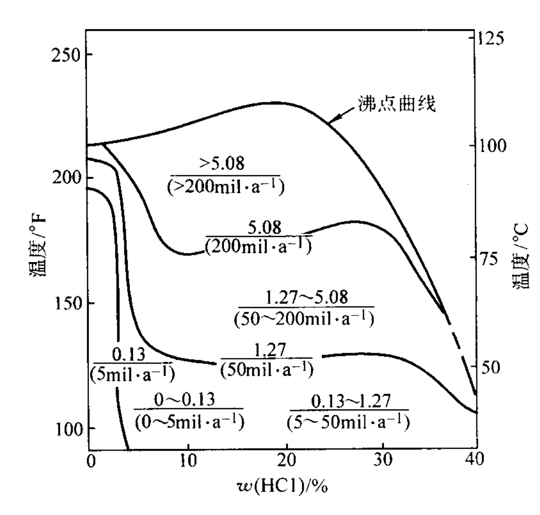


图 8.9-55　0Cr22Ni47Mo6.5Cu3Nb2 合金在盐酸中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

表 8.9-58　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在氢氟酸和氟硅酸中的耐蚀性

介质成分	试验时间/h	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
45%HF	—	室温	0.101
8 mol/L HF	168	沸腾	7.82
8 mol/L HF + 1.3 mol/L Zr	168	沸腾	5.79
10%～11%H_2SiF_6（湿法磷酸）	—	71	0.025
12%～13%H_2SiF_6（湿法磷酸）	—	71	0.071

⑦ 硝酸中。硝酸是一种氧化性介质，由于此合金的铬含量很高，因此具有良好的耐蚀性，在沸腾温度、浓度低于40%的 HNO_3 中，合金具有极好的耐蚀性。在 40%～70% HNO_3 中，0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金可使用到 100℃。在硝酸磷肥生产工艺介质中，此合金亦具有极好的耐蚀性。表 8.9-59 和图 8.9-56 给出了合金在硝酸系统中的耐蚀性。

表 8.9-59　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在 HNO_3 中的耐蚀性

HNO_3 浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
10	室温	0.002 5
20	室温	0.002 5
30	室温	0.002 5
40	室温	0.002 5
50	室温	0.002 5
60	室温	0.002 5
65	室温	0.002 5
70	室温	0.002 5
10	沸腾	0.020 3
20	沸腾	0.061
30	沸腾	0.101
40	沸腾	0.180
50	沸腾	0.330
60	沸腾	0.406
65	沸腾	0.558
70	沸腾	0.762
49%HNO_3 + 4%H_3PO_4 + 37%磷灰石	80～84	0.053
53%HNO_3 + 4%K_2SO_4 + 37%磷灰石	80～84	0.027 9
72%HNO_3 + 6%H_2SO_4	80～84	0.020 3



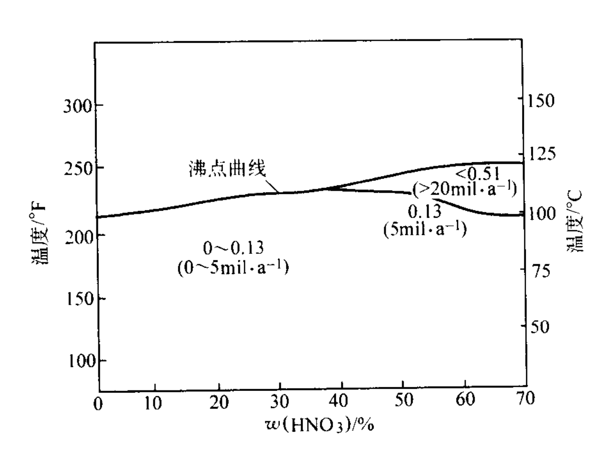


图 8.9-56　0Cr22Ni17Mo6.5Cu2Nb2 合金在 HNO_3 中的等腐蚀图

图中数字为腐蚀速度（mm/a）

⑧ 核燃料包壳溶解液中。为了在耗尽的核燃料中提取有用物质，必须将核燃料包壳溶解，然后再进行萃取，即通常所说的核燃料化工再处理过程。对于不同的包壳材料采用不同的溶解介质，这些介质均具有极强的腐蚀性，以便使Al、Zr合金、不锈钢等包壳材料溶解，而溶解产物又改变了介质的腐蚀性。在这类工艺介质中所使用的溶解器材料必须经得起氧化性、还原性或氧化－还原性介质的腐蚀。0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在多种复杂介质中具有良好的耐蚀性，可以满足核燃料溶解器对结构材料耐蚀性的要求。但在纯盐酸＋硝酸或 6MH_2SO_4 中，合金的耐蚀性不足，当包壳溶解后（Al、Mg、不锈钢、Zr）减缓了介质对材料的腐蚀性，因此在上述介质中溶解工艺开始之前应采用必要的缓蚀措施。表 8.9-60 给出了 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在核燃料包壳溶解介质中的耐蚀性。

⑨ 湿氯、盐和有机物中。在湿氯、盐类和有机物等介质中，此合金的耐蚀性见表 8.9-61。

表 8.9-60　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在沸腾核燃料溶解液中的腐蚀

介质成分	试验时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$					
		液相		气相		液气界面	
		未焊①	焊接	未焊	焊接	未焊	焊接
8.5 mol/L HNO_3 + 0.007 mol/L $Hg(NO_3)_2$	200	0.116	0.093	0.074	0.033	0.081	0.066
8.5 mol/L HNO_3 + 0.007 mol/L $Hg(NO_3)_2$ + 65 g/LAl	200	< 0.025	< 0.025	稍许增重	0	< 0.025	0.025
6 mol/L H_2SO_4	100	3.353	1.626	0.020	0.018	1.473	0.660
2 mol/L H_2SO_4 + 36 g/LMg	100	< 0.025	< 0.025	< 0.025	< 0.025	< 0.025	< 0.025
6 mol/L H_2SO_4 + 50 g/L 00Cr18Ni10 不锈钢	100	0.152	0.381	0.142	0.025	0.097	0.159
6 mol/L NH_4F + 1 mol/L NH_4NO_3	100	0.480	0.414	稍许增重	稍许增重	稍许增重	0.112
6 mol/L NH_4F + 1 mol/L NH_4NO_3 + 83 g/LZr	100	0.025	< 0.025	稍许增重	稍许增重	0.028	稍许增重
5 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HCl	100	0.914	1.321	0.254	0.381	0.508	0.356
5 mol/L HNO_3 + 2 mol/L HCl + 50 g/L00Cr18Ni10 不锈钢	100	0.064	0.074	0.030	0	0.061	0.038

① 未焊试样为 1 176℃固溶水冷处理。

表 8.9-61　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在湿氯、盐类和有机物介质中的腐蚀

介质成分	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$
30%盐酸胺 + 20% NH_3 + 50% H_2O	160	0.132
40%盐酸胺 + 20% NH_3 + 40% H_2O	185	2.337
27%氨 + 6% CO_2 + 66% H_2O	70	< 0.025
14.7% NH_4Cl + 7.6% NaCl + 4.2% CO_2 + 2.2% NH_3	55	0.013
氟氯化锑（无水 HF + 脂类有机氯化物）	100	0.198
77%黑液（H_2SO_4 回收）	179	1.118
饱和盐水（KCl-NaCl + $MgCl_2$ + H_2S）	29 ~ 40	0.008
饱和盐水（KCl-NaCl + $MgCl_2$ + H_2S，点蚀）	90 ~ 92	0.114
湿氯	室温	0.009
ClO_2 水溶液	4 ~ 6	0.182
60%氯苯 + 40%三氯乙醛 + 痕量 HCl	4 ~ 38	0.002 5
铬钒（75 g/L）	100	0.330
铬钒（150 g/L）	100	0.229

续表 8.9-61

介质成分	试验温度/℃	腐蚀速度 /mm·a⁻¹
10%铬酸	沸腾	4.01
20%铬酸	沸腾	14.656
镀铬阳极排出液	60	<0.025
9%乙醇+12%乙醚+痕量 SO_2 和 $H_2SO_4+H_2O$	110	5.842
20%乙醇+痕量乙醚+SO_2 和 H_2SO_4 气	100	4.318
100%乙醚（粗料）	90	0.076
硫酸亚铁铵（FAS），1 390 g/L	100	<0.025
焚化炉气体净化燃料气	71	0.002 5

在腐蚀性极强的 $HNO_3+H_2SO_4$、HNO_3+HCl 酸、HNO_3+HF 酸等混酸介质中，新近发展的 Hastelloy G-30（00Cr30Ni46Mo5W2Cu2Nb）合金呈现出良好的耐蚀性，如图 8.9-57～图 8.9-59 所示。其耐蚀性既优于 Hastelloy G-3 合金又优于 Hastelloy C-276 和 Hastelloy C-22 等镍基耐蚀合金。在湿法磷酸和磷复肥生产中它将是一个理想的耐蚀结构材料。

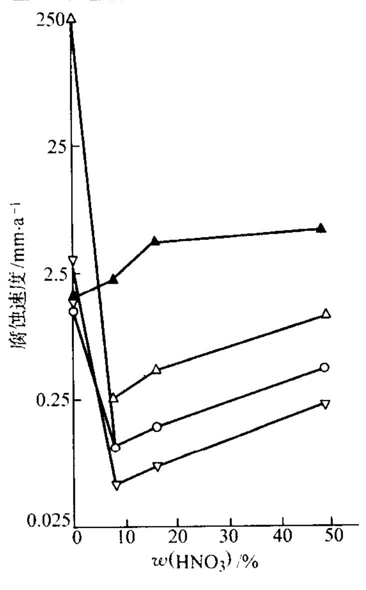


图 8.9-57 在沸腾 30% $H_2SO_4+HNO_3$ 溶液中 Hastelloy G-30 合金的耐蚀性

△ Alloy C-22（00Cr22Ni60Mo13M3）；
▲ Alloy C-276（00Cr16Ni60Mo16W4）；
▽ Alloy G-30（00Cr30Ni46Mo5W2Cu12Nb）；
○ Alloy G-3（00Cr22Ni48Mo7Cu2Nb）

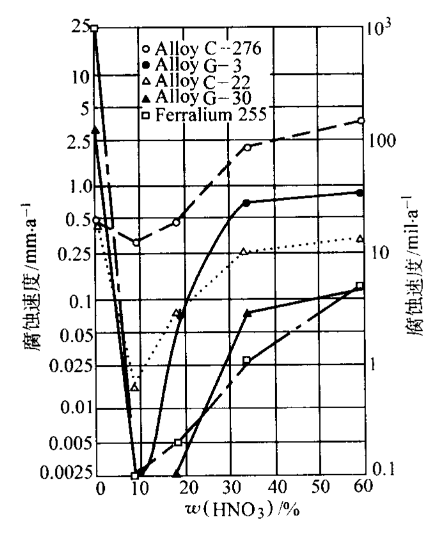


图 8.9-58 在 80℃4% HCl + HNO_3 中 Hastelloy G-30 合金的耐蚀性

Alloy C-276（00Cr16Ni60Mo16M4）；
Alloy G-3（00Cr22Ni48Mo7Cu2Nb）；
Alloy C-22（00Cr22Ni60Mo13W3）；
Alloy G-30（00Cr30Ni46Mo5W2Cu12Nb）

G-3、G-30 和 G-50 合金的耐均匀腐蚀性能见表 8.9-62～表 8.9-64。在磷酸和各种含 Cl^-、F^- 杂质的磷酸中，高铬含量的 G-30 合金呈现出最佳的耐蚀性，在 HNO_3+HF 酸，$H_2SO_4+HNO_3$ 等强氧化介质和氧化－还原性腐蚀介质中，高铬含量的 G-30 合金亦表现出最优秀的耐蚀性。

2）晶间腐蚀　由于 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金中有足够的稳定化元素 Nb，因此具有良好的抗晶间腐蚀性，可以经受多次焊接的考验。然而在一定的受热条件下，经固溶处理的供货状态材料的正常组织状态遭到破坏，在苛刻的腐蚀介质中会出现晶间腐蚀。在沸腾 65% HNO_3 中 240 h 和在沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 中 120 h 评价试验结果指出，在 649～1 093℃敏化 1 h 的合金，其耐蚀性发生明显变化，在两种评价试验中出现腐蚀峰值温度均在 704℃，随着敏化温度的提高，在硝酸中的腐蚀速度下降，而在硫酸铁中的腐蚀速度在 871℃出现第二个峰值。高的腐蚀速度表明了合金出现了晶间腐蚀，如图 8.9-60 所示。

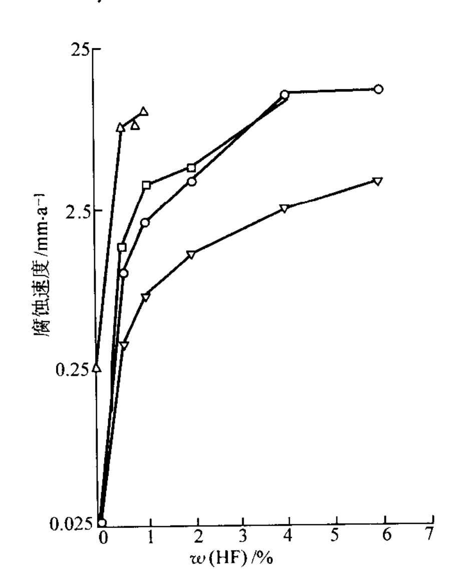


图 8.9-59 在 80℃20% HNO_3 + HF 酸溶液中 Hastelloty G-30 合金的耐蚀性

△ Alloy C-276（00Cr16Ni60Mo16W4）；
○ Alloy G-3（00Cr22Ni48Mo7Cu2Nb）；
□ Alloy C-22（00Cr22Ni60Mo13W3）；
▽ Alloy G-30（00Cr30Ni46Mo5W2 Cu12Nb）



表 8.9-62　G-3 和 G-30 合金在各种酸性介质中的腐蚀

介　　质	浓度/%	温度/℃	平均腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
			G-3 合金	G-30 合金	625 合金
醋酸	99	沸腾	0.015	0.025	<0.025
甲酸	88	沸腾	0.125	0.05	0.225
硝酸	10	沸腾	0.023	0.01	0.025
	60	沸腾	0.213	0.133	0.4
	65	沸腾	0.275	0.125	0.5
HNO_3 + 1% HF 酸	20	80	1.85	0.48	3.08
HNO_3 + 6% HF 酸	20	80	13.5	4.43	60
HNO_3 + 1% HF 酸	50	80	10.5	4.8	—
HNO_3 + 0.5% HF 酸	56	110	2.75	1.18	—
HNO_3 + 0.5% HF 酸 + 2 000 × 10^{-6} Cl^-	56	110	2.83	1.25	—
H_2SO_4 + 10% HNO_3	50	沸腾	0.75	0.4	—
H_2SO_4	2	沸腾	0.15	0.2	0.15
	10	沸腾	0.475	0.78	1.15
	20	沸腾	0.75	1.35	3.1
	50	107	0.93	0.93	5.58
	80	52	0.58	0.3	0.83
	99	130	1.85	1.08	—
	99	140	1.43	1.15	—
H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ (G28A)	50	沸腾	0.28	0.18	0.58
H_2SO_4 + 5% HNO_3	70	沸腾	6	3.33	—
H_2SO_4 + 5% HNO_3	60	沸腾	2.1	1.13	2.63
H_2SO_4 + 8% HNO_3 + 4% HF	77	54	0.038	0.01	—
HNO_3 + 8% HCl 酸	18	80	0.45	0.05	0.15
HNO_3 + 11% HCl 酸	25	80	22.85	0.58	3.15
HNO_3 + 3% HCl 酸	59	80	0.85	0.125	0.5

表 8.9-63　G-3 和 G-30 合金在磷酸中的耐蚀性

介　　质	温度/℃	平均腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
		G-3 合金	G-30 合金	625 合金
28% P_2O_5 + 2 000 × 10^{-6} Cl^-	85	0.023	0.025	0.038
42% P_2O_5 + 2 000 × 10^{-6} Cl^-	85	0.275	0.023	0.033
44% P_2O_5	116	0.55	0.175	0.575
44% P_2O_5 + 2 000 × 10^{-6} Cl^-	116	0.55	0.193	0.625
44% P_2O_5 + 0.5% HF	116	1.225	0.4	1.5
52% P_2O_5	116	0.275	0.098	0.3
52% P_2O_5	116	1.6	0.7	1.98
52% P_2O_5	116	0.4	0.2	0.4
54% P_2O_5 + 2 000 × 10^{-6} Cl^-	116	0.4	0.175	0.375

表 8.9-64　G-50 合金的耐蚀性

温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$				
	15% HCl			12% HCl 酸 + 3% HF	
	G-50 合金	G-3 合金	C-276 合金	G-50 合金	G-3 合金
66	1.4	1.8	0.7	1.4	0.9
93	5.0	7.8	1.7	8.1	17
121	28	45	6.4	—	—
149	172	513	—	204	439

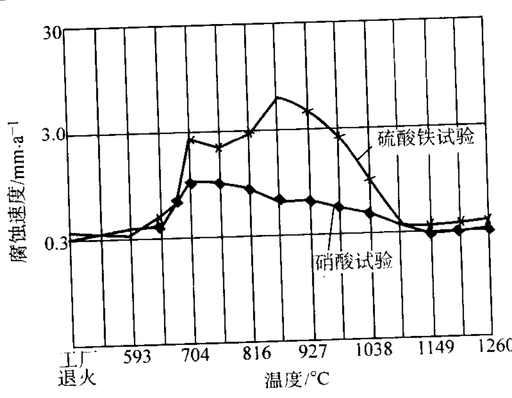


图 8.9-60　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的敏化处理与其腐蚀的关系

研究结果表明，此合金在 650 ~ 870℃间敏化，在奥氏体组织的晶界上或基体上析出 $M_{23}C_6$、M_6C 和金属间化合物（σ 相、Z 相），高于此温度可析出 Laves 相。这些碳化物和金属间相的析出，造成临近区域 Cr、Mo、Ni 的贫化，当其沿晶界形成连续网状时，在足够的腐蚀条件下就会产生晶间腐蚀。实践表明，0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的焊接试样，在大多数介质中具有与未焊合金相同的耐蚀性。

3）点腐蚀和缝隙腐蚀　由于此合金具有高的 Cr、Mo 含量，因此具有良好的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能，在产生点蚀和缝隙腐蚀的环境中常常选用。0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能见表 8.9-65 ~ 表 8.9-67。由这些数据可知，0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在控制污染的净化 SO_2 系统中具有良好的耐点蚀性能，但在模拟净化条件下只能在 50℃以下使用。



表 8.9-65　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能

介质条件	试验温度/℃	试验时间/h	最大渗入深度/mm
5% $FeCl_3$	室温	72	0
10% $FeCl_3$	室温	72	0
模拟净化器环境 7% H_2SO_4 + 3% HCl（体积分数）+ 1% $CuCl_2$ + 1% $FeCl_3$（质量分数）	25	96	0
	50	96	1.02～1.27
	70	96	1.52～1.78
改进 Wick 试验 1 000 × 10^{-6} NaCl + 500 × 10^{-6} $FeCl_3$	88	720	0.08

注：实验室试验结果。

表 8.9-66　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在含氯化物的 SO_2 中的工厂腐蚀试验结果

介质类型	氯化物含量/10^{-6}	平均温度/℃	平均 pH 值	点蚀或缝隙腐蚀平均深度/mm
低 pH 值	165	41	2.5～7	0
	550	49	4.5	0
	1 000	49	4	0
	1 500	53	3.5～5.7	0
低浓度氯化物 pH4.9～5.4	500	54	5	0
	500	49	5.4	0
	500	54	4.9	0
低浓度氯化物 pH5.5～6.5	125	49	6.5	0
	200	49	5.5	0
	200	49	5.9	0
	500	49	5.5	0
	500	49	6	0
	850	49	6	0
	1 000	46	6.2	0
高浓度氯化物 pH4.5～5.5	2 250	49	5	0
	2 900	43	4.5	0
	2 900	43	5.5	0
高浓度氯化物 pH＞5.7	1 500	53	5.7	0
	2 900	43	8.5	0
	3 000	49	7	0
	10 000	49	6	0
高温条件	2 100	71	7	0
	2 100	71	6.5	0
	3 000	66	6	0

注：试验采用光滑试样。

表 8.9-67　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金在 10% $FeCl_3$ 中的缝隙腐蚀

介质成分	试验时间/h	试验温度/℃	平均腐蚀速度/mm·a^{-1}
10% $FeCl_3$	100	25	0.36
10% $FeCl_3$	100	50	2.16
10% $FeCl_3$	100	75	13.97

4）应力腐蚀　在高浓度氯化物中，此合金的耐应力腐蚀破裂性能优于一般奥氏体不锈钢和其他铁－镍基合金，与镍基耐蚀合金相当。实验室试验结果见表 8.9-68。

表 8.9-68　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的耐应力腐蚀性能

合金牌号	在沸腾 42% $MgCl_2$ 中的开裂时间/h
0Cr18Ni9（AISI 304）	1～2
0Cr18Ni12Mo2（AIST 316）	1～2
20Nb-3	22
0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2	1 000 h 未裂
Hastelloy C-276	1 000 h 未裂

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）冷热加工及成形性能　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的热加工性能良好，热加工温度范围为 900～1 150℃。最适宜的加热温度为 1 150℃。设备制造过程中，在热成形后，建议进行固溶退火处理，以便保持合金的最宜耐蚀性。合金的冷成形性能良好，但较通常的奥氏体不锈钢有更大的加工硬化倾向，因此在选用成形设备时应予以考虑。合金的冷加工硬化倾向见表 8.9-69。冷加工硬化可以通过中间退火得到软化。G-3、G-30、G-50 等改进型合金的冷热加工及成形性能与 G 合金类似。

表 8.9-69　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的加工硬化倾向

材料类型	冷加工量/%	室温硬度
薄板	固溶退火状态	84HRB
	10	97HRB
	20	28HRC
	30	31HRC
	40	34HRC
	50	36HRC

2）热处理　为了使合金获得最佳耐蚀性，固溶退火温度应选用 1 100～1 150℃，保温时间视产品的最大截面尺寸而定，冷却方法为水冷或快速空冷。

3）焊接性能　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金具有良好的焊接性能，可采用常规焊接方法进行焊接，焊后不需热处理。在焊接时应控制输入热量，使之不超过 150℃。焊芯材料为 Nicrofer S6020，其成分（质量分数）（%）为 0.05C-21Cr-9Mo-3Nb-65Ni。G-3、G-30 和 G-50 合金焊接充填金属可采用与母材相同成分的材料。

（5）物理性能

G 合金系列的物理性能见表 8.9-70 和表 8.9-71。

表 8.9-70　0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金的物理性能

密度	温度/℃	22									
	ρ/g·cm^{-3}	8.31									
线胀系数	温度/℃	21～93	21～204	21～316	21～426	21～538	21～649				
	α_l/$10^{-6}K^{-1}$	13.4	13.8	14.3	14.9	15.7	16.4				
导热率 λ	温度/℃	25	100	200	300	400	500	600	700	800	900
	λ/W·$(m·K)^{-1}$	10.1	11.2	12.8	14.3	15.9	17.5	19.2	20.8	22.4	24.0

续表 8.9-70

比热容	温度/℃	0	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
	c/J·(kg·K)$^{-1}$	388	455	481	501	518	535	552	568	585	602	619
弹性模量	温度/℃	21	93	205	315	425	540	650	760			
	E/GPa	195	185	180	175	165	160	150	145			

表 8.9-71 G-30 合金的物理性能

密度	温度/℃	22						
	ρ/g·cm^{-3}	8.22						
线胀系数	温度/℃	30 ~ 93	30 ~ 204	30 ~ 316	30 ~ 427	30 ~ 538	30 ~ 649	30 ~ 760
	α_l/10^{-6}K^{-1}	12.8	13.9	14.4	14.9	15.5	16.0	16.0
热导率	温度/℃	24	100	200	300	400	500	600
	λ/W·(m·K)$^{-1}$	10.2	11.9	14.4	16.7	18.7	20.3	21.4
电阻率	温度/℃	24	100	200	300	400	500	600
	ρ/μΩ·m	1.16	1.17	1.19	1.21	1.23	1.24	1.25
动态弹性模量	温度/℃	24	204	316	427	538		
	/GPa	202	196	194	192	184		

（6）应用

G 合金以板、管、丝、带、锻件和铸件等产品应用于工业部门，在硫酸、磷酸、湿法磷酸、核燃料溶解液、污染控制以及纸浆生产和造纸工业中，采用此合金制造管道、管件、容器、换热器、泵和阀门等。

G-3 合金应用领域与 G 合金相同。

G-30 合金主要应用于磷酸、湿法磷酸、硫酸、硝酸、核燃料后处理、核废物处理、酸洗液、石油化工、肥料生产、农药生产和金矿萃取等工业部门与强腐蚀环境接触的设备和部件。

G-50 合金主要用于处理含大量硫化氢、二氧化碳和氯化物的酸性天然气的筒形部件。此合金在此种环境中的耐蚀性优于 G-3 合金，在成本上低于 Hastelloy C-276 合金。

3.3.3 00Cr27Ni31Mo4Cu（Sanicro-28）

00Cr27Ni31Mo4Cu 是瑞典于 20 世纪 70 年代中期开发的 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金，定名为 Sanicro28。它属于超低碳奥氏体合金。在化学工业苛刻的腐蚀介质中具有优异的耐蚀性；在湿法磷酸中其耐均匀腐蚀性能极佳，此外亦具有优良的耐点蚀、缝隙腐蚀、晶间腐蚀、应力腐蚀破裂性能。合金的工艺性能与一般奥氏体不锈钢类似。鉴于其优良的综合性能，因此近年来此合金在化学加工工业中得到广泛应用。

（1）化学成分和组织结构

00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的化学成分见表 8.9-72。

在正常的固溶处理状态下，00Cr27Ni31Mo4Cu 合金是无磁的完全奥氏体组织，但在 500 ~ 720℃长时间时效，将在基体上和晶间上析出有害于性能的碳化物和金属间相（σ、χ）。和所有奥氏体钢一样，此合金不能通过热处理进行强化，只有采用冷加工的方法使之强化。

表 8.9-72 0Cr27Ni31Mo4Cu（Sanicro28）的化学成分（质量分数） %

合金牌号	国外牌号	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	N
00Cr27Ni31Mo4Cu	Sanicro28	≤0.02	≤1.0	≤2.0	≤0.02	≤0.015	27	31	3.5	1.0	余	—
	Nicrofer 3127LC-alloy28	≤0.015	≤1.0	≤2.0	≤0.02	≤0.015	26 ~ 28	30 ~ 32	3 ~ 4	1.0 ~ 1.4	余	0.04 ~ 0.07

（2）力学性能

00Cr27Ni31Cu 合金的室温和高温力学性能见表 8.9-73。

表 8.9-73 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的室温和高温力学性能

合金状态	温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	E/GPa
固溶处理	20	500 ~ 750	≥220	35	—	200
固溶处理	100	—	≥190	—	—	195
固溶处理	200	—	≥160	—	—	190
固溶处理	300	—	≥150	—	—	180
固溶处理	400	—	135	—	—	170

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀 由于 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金具有 C、Cr、Ni、Mo、Cu 的良好配合，因此在一些苛刻的腐蚀环境中具有良好的耐均匀腐蚀性能。

① 硫酸中。00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在硫酸中的耐蚀性见图 8.9-61 和表 8.9-74。在 50℃以下的全浓度硫酸中，合金的腐蚀速度小于 0.1 mm/a，在 40% ~ 70% H_2SO_4 和浓度 <10%，>80% 的 H_2SO_4 中，其使用温度可相应提高。合金在 H_2SO_4 中的耐蚀性优于 00Cr20Ni25Mo4.5Cu（2RK65）合金，接近于 Ni-16Cr-16Mo-4W（Hastelloy C）合金。

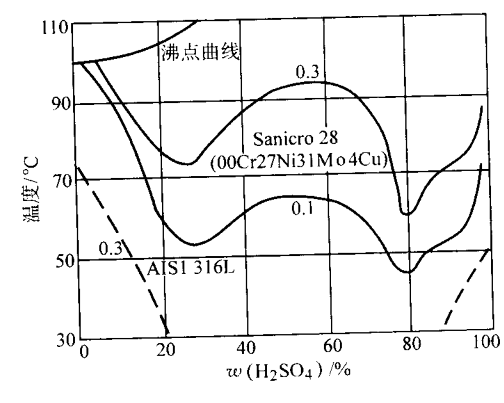


图 8.9-61 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

图中的数字为腐蚀速度（mm/a）

表 8.9-74 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 H_2SO_4 中的腐蚀数据

H_2SO_4/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
50	80	24 + 72 + 72	0.23
60	60	24 + 72 + 72	0.08
65	60	24 + 72 + 72	0.07
70	60	24 + 72 + 72	0.08
96	80	24 + 72 + 72	0.29



② 磷酸中。在化学纯的磷酸中，00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在直到沸腾温度的各种浓度的酸中均具有良好的耐蚀性。

湿法磷酸较化学纯磷酸具有更强的腐蚀性。湿法磷酸由 H_2SO_4 分解磷灰石所制取，在这种酸中必然含有由磷灰石带入的 F^-、Cl^- 等杂质和残留的 H_2SO_4，这些杂质加剧了介质的腐蚀性，其中尤以 Cl^-，F^- 最为严重。在湿法磷酸工厂中，磷酸浓缩单元热交器的腐蚀环境最恶劣，致使大多数高性能不锈钢遭到严重腐蚀。针对这一腐蚀问题所开发的 00Cr27Ni31Mo4Cu 提供了最佳耐蚀性。然而此合金在湿法磷酸中的耐蚀性强烈受 Cl^-、F^- 和介质温度的影响，见图 8.9-62～图 8.9-64 和表 8.9-75。可见，在 100℃以下的湿法磷酸中，Cl^- 在 800×10^{-6} 以下，游离 F^- 在 1%以上，此合金尚具有良好的耐蚀性，可以满足工业使用要求。鉴于上述情况，在工业应用中应对 Cl^-、F^- 含量和操作温度进行适当限制。

在 200℃，95%的过磷酸中，合金也具有良好的耐蚀性。20 天的实验室试验结果指出，其腐蚀速度为 0.03 mm/a。

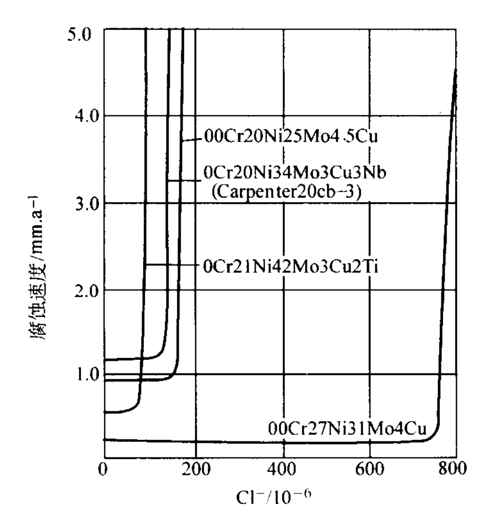


图 8.9-62　在 100℃含杂质磷酸中 Cl^- 对 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金耐蚀性的影响

介质条件：70% H_3PO_4 + 4% H_2SO_4 + 0.5% F^- + 0.45% Fe^{3+}

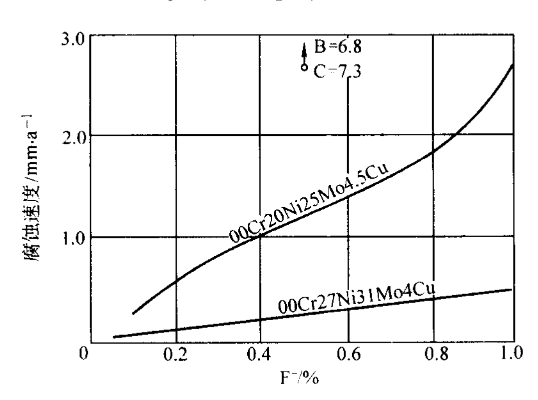


图 8.9-63　F^- 含量对 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在含杂质磷酸中耐蚀性的影响

介质条件：70% H_3PO_4 + 4% H_2SO_4，60×10^{-6} Cl + 0.6% Fe^{3+} + 100℃

③ 盐酸中。00Cr27Ni31Mo4Cu 合金较 Cr、Mo 含量低的不锈钢具有更好的耐盐酸腐蚀性能，因此它可在含盐酸的化学加工介质中应用。在纯 HCl 酸中的腐蚀如图 8.9-65 所示。

④ 氢氟酸和氟硅酸中。在氢氟酸中，00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的耐蚀性如图 8.9-66 所示。在氢氟酸中，合金的耐蚀性优于 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 合金，但仅能在室温以下使用，因此只能在以杂质沾污形式出现的环境中选用。

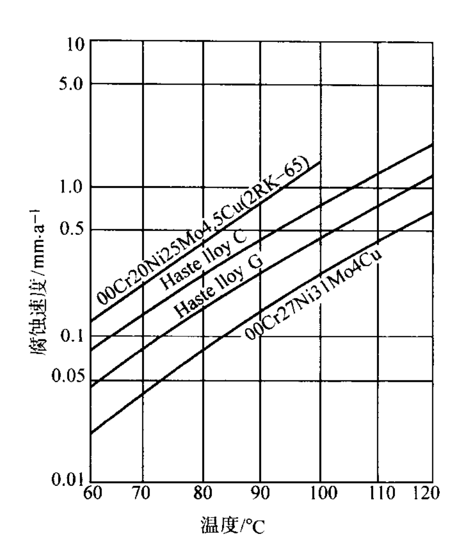


图 8.9-64　在含杂质磷酸中 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的耐蚀性与温度的关系

介质：70% H_3PO_4，4% H_2SO_4 + 0.5% F^- + 60×10^{-6} Cl + 0.6% Fe^{3+}

表 8.9-75　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在含杂质磷酸中的耐蚀性

介 质 成 分	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
70% H_3PO_4 + 4% H_2SO_4 + 0.5% F^- + $60\times10^{-6}Cl^-$ + 0.6% Fe^{3+}	80	0.07
	90	0.12
	100	0.21

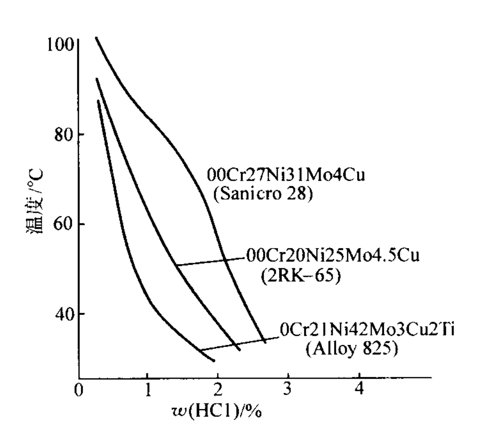


图 8.9-65　00Cr217Ni31Mo4Cu 合金在盐酸中的等腐蚀图

曲线代表 0.1 mm/a 的腐蚀速度

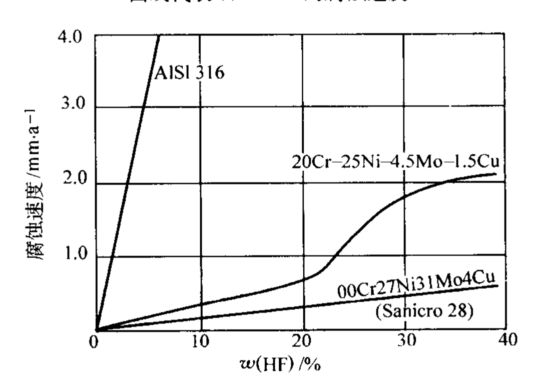


图 8.9-66　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 20℃，HF 酸中的腐蚀

⑤ 硝酸中。在硝酸中，00Cr27Ni31Mo4Cu 合金较通常使用的 00Cr18Ni10（AISI 304L）和 00Cr25Ni20（AISI 310L）合金具有更好的耐蚀性，见表 8.9-76。

⑥ 醋酸和甲酸中。00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在直到沸腾温度的所有浓度醋酸和高温高压醋酸中均具有良好的耐蚀性。在含甲酸的醋酸中，00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的耐蚀性优于 00Cr18Ni14Mo2 合金和 00Cr18Ni14Mo3 合金，试验室试验结果见表 8.9-77。

表 8.9-76　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在硝酸中的耐蚀性（Huey 试验）

HNO_3 /%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
			00Cr27Ni31Mo4Cu（Sanicro28）	00Cr25Ni20（AISI 310L）	00Cr18Ni10（AISI 304L）
65	沸腾	5×48	0.06	0.08	0.19

表 8.9-77　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在醋酸＋甲酸中的腐蚀

介质成分	温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$		
			00Cr27Ni31Mo4Cu（Sanicro28）	00Cr18Ni14Mo2（AISI 316L）	00Cr18Ni14Mo3（AISI 317L）
50%醋酸＋15%甲酸	沸腾	24＋72＋72	0.13	0.29	0.20

⑦ 苛性钠中。00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 NaOH 介质中具有优于一般奥氏体不锈钢的耐蚀性，试验数据见表 8.9-78。

表 8.9-78　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 NaOH 中的腐蚀

NaOH/%	试验温度/℃	腐蚀速度/$mm \cdot a^{-1}$	
		00Cr27Ni31Mo4Cu	00Cr18Ni14Mo2
20	100	0.000	0.008
30	120	≤0.10	0.50

2）晶间腐蚀　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金，因其极低的碳含量，所以具有良好的耐晶间腐蚀性能，在经多次焊接后将不使其耐蚀性下降。采用沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$、120 h 的晶间腐蚀评价试验（ASTM G-28）所测定的合金 TTS 图如图 8.9-67 所示。合金的敏化温度区间为 500～720℃，最敏感温度为 670℃，所需最短敏化时间为 30 min，足以经得起一般焊接过程的受热条件的敏化。大量试验均指出，焊后的合金，甚至在很强的腐蚀介质中其晶间腐蚀敏感性也很小。

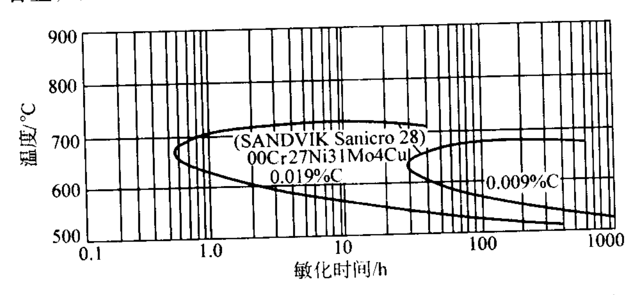


图 8.9-67　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的温度-时间-晶间腐蚀关系图
沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$，120 h

3）点腐蚀和缝隙腐蚀　00Cr27Ni31Mo1Cu 合金具有良好的耐点蚀和缝隙腐蚀性能，这归结于合金中具有高的 Cr、Mo 含量的效果，在实际介质中对点蚀是免疫的。耐缝隙腐蚀性能优于 00Cr18Ni11Mo2 合金和一些高性能不锈钢图 8.9-68 和图 8.9-69 给出了合金耐点蚀的电化学试验结果。表 8.9-79 给出了合金在海水和人工海水中的试验结果，显然在海水中的临界点蚀温度较 00Cr18Ni11Mo2 合金和 00Cr20Ni25Mo4.5Cu 合金分别高 60℃和 20℃。在室温和 52℃的海水中及在 50℃、60℃、70℃通空气的 3% NaCl 中也不产生缝隙腐蚀，表明了合金的良好耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。在 50℃和 70℃的海水中使用将不会出现缝隙腐蚀，在 95℃的海水中不会出现点蚀。

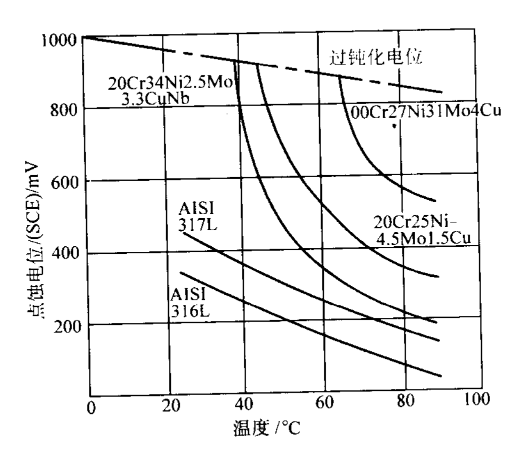


图 8.9-68　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 3% NaCl 中的点蚀电位
扫描速度：20 mV/min

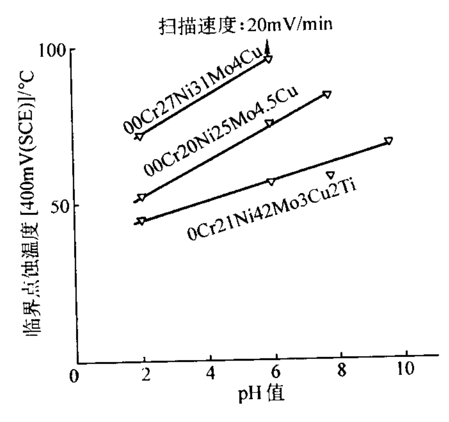


图 8.9-69　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 3% NaCl 中的临介点蚀温度和溶液 pH 值的关系
人造海水的 pH＝7.5～8

表 8.9-79　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在海水和 3% NaCl 中的缝隙腐蚀试验结果

介　质	流速/$m \cdot s^{-1}$	温度/℃	试验时间/h	自由表面缝隙面积	缝隙腐蚀/%	最大深度/mm
美国东海岸海水	0.5	4.2～14.6	1 464	80/1	0	0
美国东海岸海水	0.06	52	720	80/1	0	0
3% NaCl（Cl＝4.8%）pH≈6，组合缝隙	静止	50	1 400	12/1	0	0
	静止	60	1 400	12/1	0	0
	静止	70	1 400	12/1	0	0
6% $FeCl_3$，pH＝1.2 腐蚀电位 600 mV(SCE) 橡胶带缝隙（ASTM G48—76）	—	22	24	—	—	0

4）应力腐蚀　广泛的试验已证实这种含 Ni 为 31% 的合金，在含氯化物的溶液中对应力腐蚀破裂是免疫的。固溶退火和冷加工的 00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在高浓硫化氢和高浓氯化物环境中也具有很好的耐应力腐蚀破裂性能。图 8.9-70 示出，在 100℃、40% $CaCl_2$ 中，为使这个合金产生应力腐蚀破裂所需的应力值高于其拉伸强度的 90%，显示了合金的良好耐应力腐蚀破裂性能。

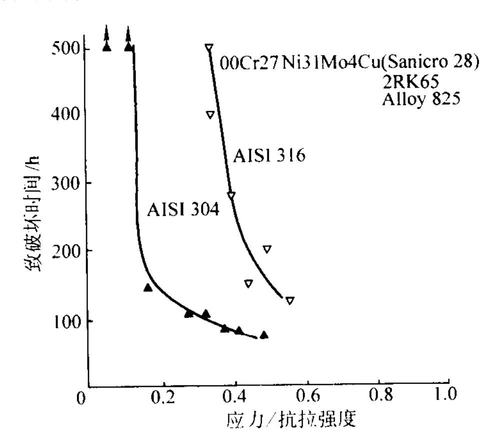


图 8.9-70　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金在 100℃，40% $CaCl_2$ (pH = 6.5) 中恒载荷应力腐蚀试验结果

(4) 热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热冷加工及成形性能　冶金厂生产过程中，热加工温度范围为 950 ~ 1 150℃，最合适的加热温度为 1 120℃。制造设备的热成形温度也以上述温度为宜，应避免在 500 ~ 720℃敏化温度进行热成形操作。此合金易于冷成形，冷成形后不必进行退火。深冷成形后且在易产生应力腐蚀破裂环境下使用时，为发挥合金的最佳耐蚀性应进行固溶退火，退火温度为 1 080 ~ 1 140℃。

2）热处理　固溶退火温度为 1 080 ~ 1 140℃，保温时间取决于工件的最大截面尺寸，通常为 10 ~ 30 min，冷却方式为水冷，对于截面尺寸小的亦可采用快速空冷。

3）焊接性能　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的焊接性能良好，无热裂倾向。焊前不需预热，焊后也不需热处理，可采用常规的焊接方法，如手工电弧和 TIG。最理想的方法是 TIG。焊接应使用低的输入热量。TIG 焊的最大电流为 100 ~ 120 A。TIG 焊接的焊丝为 Sandvik27.31.4LCu。电焊条为 Sandvik27.31.4 LCuB。

(5) 物理性能

00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的物理性能见表 8.9-80。

表 8.9-80　00Cr27Ni31Mo4Cu 合金的物理性能

密度/g·cm^{-3}		8.0				
比热容	温度/℃	20	100	200	300	400
	/J·(kg·K)$^{-1}$	450	470	490	510	530
电阻率	温度/℃	20	100	200	300	400
	/μΩ·m	0.99	1.07	1.16	1.22	1.25
热导率	温度/℃	20	100	200	300	400
	/W·(m·K)$^{-1}$	11.4	12.9	14.3	15.5	16.7
线胀系数	温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 200	20 ~ 300	20 ~ 400	—
	/10^{-6}K^{-1}	15.0	15.5	16.0	16.5	—

(6) 应用

产品类型和应用举例：此合金的冶金工艺性能良好，冶金厂可以生产板（薄板、中板）、管（无缝、焊接）、丝、带、棒材和锻件，亦可生产各种铸件。

00Cr27Ni31Mo4Cu 合金主要用于湿法磷酸生产。因其在一些苛刻的腐蚀介质中具有优良的耐蚀性，在海水冷却、含 F^-、Cl^- 的化学加工工艺介质、有机酸生产中得到广泛应用。在湿法磷酸生产中使用这种材料制作蒸发器管子，用以浓缩磷酸，至今已使用了 15 年以上，是取代石墨换热器的理想材料；在硫酸中，用于制作管道和热交换器，在40% ~ 70% H_2SO_4 和大于 85% H_2SO_4 中特别适用，耐蚀性相当于高 Ni 合金 Hastelloy C；在石油和天然气工业中，使用 00Cr18Ni31Mo4Cu 合金管材作为深源酸性气井的套管和内衬以及井管，亦用以制造酸性气体输送管线。

3.3.4　0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti（Incoloy825）

0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 是一种用 Ti 稳定化的 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金。国外称作 Incoloy825，亦称作 Ni-O-nel825 或 Ni-O-nel 合金。此合金具有良好的耐均匀腐蚀和局部腐蚀性能及良好的工艺性能，加之开发时间较早，因此在化学、能源、石油化工、湿法冶金工业中得到广泛应用。

(1) 化学成分和组织结构

合金的化学成分见表 8.9-81。合金成分中的 Ni 当量和 Cr 当量的平衡关系，决定了此合金在固溶条件下为完全奥氏体组织。在中温时效时，将在奥氏体基体和晶间上析出碳化物和金属间化合物。这种沉淀会危害合金的力学性能和耐蚀性。

表 8.9-81　0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	相应国外名称	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe	Ti
0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti	Incoloy825 Ni-O-nel825	≤0.05	≤0.5	≤1.0	≤0.04	≤0.03	19.5 ~ 23.5	38 ~ 46	2.5 ~ 3.5	1.5 ~ 3.0	余	0.6 ~ 1.2
00Cr21Ni42Mo3Cu2Ti	Nicrofer4221 -Alloy825	≤0.02	—	—	—	—	20 ~ 22	38 ~ 42	2.5 ~ 3.0	1.5 ~ 3.0	余	0.6 ~ 1.0

(2) 力学性能

0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金退火状态的室温和高温拉伸性能见表 8.9-82。抗压强度和冲击性能分别见表 8.9-83 和表 8.9-84。合金的韧性良好，低温并未显著降低它的韧性，甚至在 −253℃，合金的冲击吸收功仍与室温数据相近。

(3) 耐蚀性

1）均匀腐蚀

① 大气中。此合金耐乡村、工业和海洋环境的大气腐蚀，但在含氯化物高的大气中，尤其是在潮湿的大气中，此合金会产生很浅的点蚀，见表 8.9-85。

② 淡水中。0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金耐淡水腐蚀，包括腐蚀最强的含游离的 CO_2、铁的化合物和氯化物自然水以及含杂质的各种工业冷却水，其腐蚀速度通常低于 0.002 5 mm/a。

③ 海水中。表 8.9-86 给出了 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在各种条件海水中的耐蚀性。此合金在高速海水中耐蚀，在静止和低速海水中或有沾污的条件下会产生一定的点腐蚀。

④ 硫酸中。在硫酸中，此合金的耐蚀性大体相当于 0Cr22Ni47Mo6.5Cu2Nb2 合金，但使用温度稍低。图 8.9-71 和图 8.9-72 以及表 8.9-87 给出了此合金在通气纯硫酸中的腐



表 8.9-82 退火态 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的室温和高温瞬时力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
29	693	301	43
93	655	279	44
204	637	245	43
316	632	232	46
371	621	234	46
427	610	228	44
482	608	221	42
538	592	229	43
593	541	222	38
649	465	213	62
760	274	183	87
871	135	117	102
982	75	47	173
1 093	42	23	106

表 8.9-83 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的抗压强度

材料类型和状态	$\sigma_{0.2}$/MPa	抗压强度 $\sigma_{-0.2}$/MPa
退火棒材	396	423

表 8.9-84 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金室温和低温冲击吸收功

材料类型	温度/℃	夏比钥匙孔冲击吸收功/J
中板	20	107
	-79	106
	-196	91
	-253	92

表 8.9-85 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在大气中的腐蚀

挂片地点	大气类型	暴露时间/d	腐蚀速度/mm·a^{-1}	点蚀最大深度/mm
State College Pa.	乡村	2	1×10^{-4}	0.010
Newark，N.J.	工业	2	1.3×10^{-4}	0.013
Point Reyes，Calif.	海洋	2	1.8×10^{-4}	0.010
Kure Beach，N.C.	海洋	2	1.5×10^{-4}	0.015
	海洋	7	1.5×10^{-4}	0.018

表 8.9-86 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在海水中的腐蚀

海水条件	暴露时间/d	腐蚀速度/mm·a^{-1}	点蚀深度/mm
静止海水	730	0.000 2	0~0.02
慢速海水	730	0.000 2	0.076~0.15
室温高速海水，41 m/s	30	0.007 6	—
海水，全浸	1 095	0.000 5	—
海水，潮汐区	1 095	0.000 5	0.076
海水，溅射和喷洒	1 095	0.000 5	—
深海，711~2 034 m	123~1 064	0.002 5	0.1~0.55①

① 37 个试样中有 5 个出现点蚀。

蚀试验结果。在不通气的纯硫酸中，基于大量的试验室和工厂设备运行经验的统计规律，0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在 50℃以下的所有浓度的硫酸中的腐蚀率小于 0.15 mm/a，具有可靠的耐蚀性；在沸腾温度，浓度低于 40% 的硫酸中的腐蚀率低于 0.5 mm/a，属于耐蚀范围；在 60%~80% H_2SO_4 中，只能用于 65℃以下。在 65℃充空气的硫酸中，当浓度低于 20% 时，随浓度增加未危及合金的耐蚀性。在 40% 以上的硫酸中，随浓度的提高加剧了合金的腐蚀，见表 8.9-88。

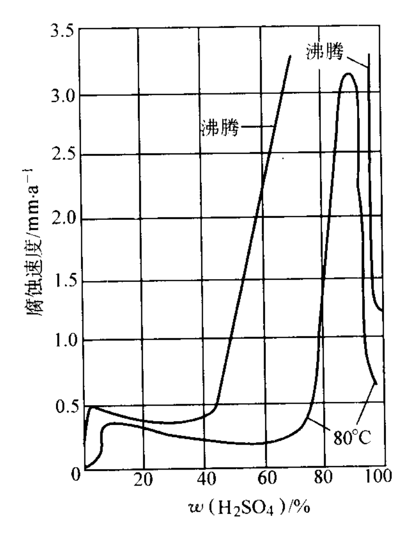


图 8.9-71 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在 80℃、沸腾温度、不通气的化学纯 H_2SO_4 中的耐蚀性

每点为 5×48 h 的平均值

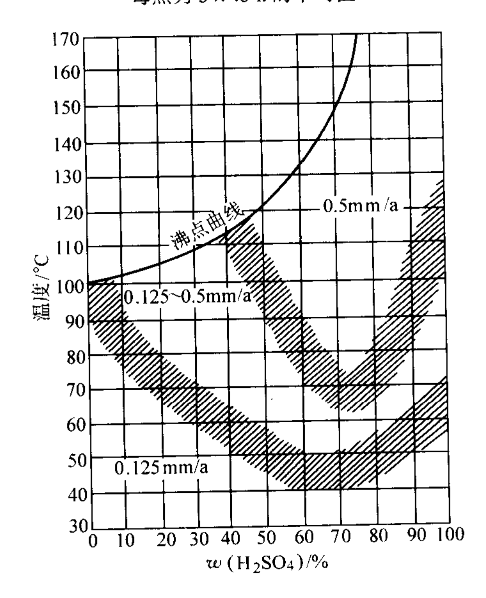


图 8.9-72 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在纯 H_2SO_4 中的等腐蚀图

表 8.9-87 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在不通气纯 H_2SO_4 中的耐蚀性

H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/mm·a^{-1}
40	50	168	0.013
	100	168	0.36
	沸腾	48	0.28

续表 8.9-87

H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
50	50 100 沸腾	168 168 48	0.25 0.36 0.5
60	50 100 沸腾	168 168 48	0.10 0.5 3
80	50 100 沸腾	168 168 48	0.13 0.5 35
25.3（工业酸）	50 100 沸腾	168 168 48	0.013 — 0.41
50.3（工业酸）	50 100 沸腾	168 168 48	0.13 1.3 49
2 5 10 25 32 44 50 60 75	沸腾 沸腾 沸腾 沸腾 沸腾 沸腾 65 60 60	24 24 24 2×48 2×48 2×48 — 24 24	0.19 0.25 0.39 0.35 0.52 0.61 0.13 0.076 1.75

表 8.9-88 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在空气饱和的 H_2SO_4 中的耐蚀性①

H_2SO_4 浓度/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
5	65	20	0.025
10	65	20	0.025
20	65	20	0.025
40	65	20	0.91
60	65	20	0.76
80	65	20	3.15
96	65	20	6.25

① 在试验过程中鼓入空气通过试验溶液，试样运动速度为 4.8 m/min。

硫酸在实际应用中，常含有各种杂质，除氯化物的氧化性杂质外，如 HNO_3、$Fe_2(SO_4)_3$、$CuSO_4$、硝酸盐、过硫酸盐、高锰酸盐等，可促进合金钝化而减少腐蚀，在此种环境中合金的使用温度较在纯 H_2SO_4 中可相应提高，见表 8.9-89。氯化物，因其形成 HCl 酸将急剧加速合金的腐蚀。

⑤ 磷酸中。在试剂级磷酸中，此合金在低于 85% H_3PO_4 中，直到沸腾温度都是耐蚀的，见图 8.9-73 和表 8.9-90。表 8.9-91 为此合金在湿法磷酸工厂中的现场试验数据，在含 F^- 和其他杂质的料浆中 0Cr21Ni42Mo-3Cu2Ti 合金亦具有较好的耐蚀性，但不如前述高 Cr 的 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 合金。

表 8.9-89 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在含 H_2SO_4 的混合介质中的耐蚀性

介质条件	温度/℃	试验时间/d	腐蚀速度/$mm\cdot a^{-1}$
25~50 g/L H_2SO_4，25~100 g/L $MnSO_4$，1~3 g/L $Fe_2(SO_4)_3$。浸入到 MnO_2 电解回路中的水仓中，流量为 0.379 m^3/min	93	119	0.07
含 28~55 g/L H_2SO_4，5~10 g/L Fe^{3+}，一些 Fe^{2+}，0.1%氯化钠，60%固体的混合物铀矿浸出槽	45	41	0.002 5
5~10% H_2SO_4 + 0.25% $CuSO_4$，黄铜酸洗，埋在带材连续酸洗机距表面 0.3 m 处	38~93	162	0.002 5
5% H_2SO_4 + 1.651~0.047 mm（10~300 目）MnO_2 和 MnO 矿，拴在浸出槽的蛇形蒸气管上	82	245	0.013
$Al_2(SO_4)_3$ 蒸发，由 28.2% 蒸发到 57.7%，含有 0.1% Fe_2O_3，0.3% FeO 和痕量的 Cr_2O_3，Al_2O_3	90~120	44	0.02
含有 $CuSO_4$（≤11.2%）的 12% H_2SO_4 酸洗液浸入 Mesta 酸洗机边部	82	26	0.005
20% H_2SO_4 + 4%重铬酸钠，浸入洗 Al 清液	65~70	77	0.48
镍精炼的残铜处理，≤20% H_2SO_4，100 g/L $CuSO_4$ 和痕量氯化物	90	7	0.13
50% H_2SO_4 + 22% HNO_3 + 19% H_2O，试验室	65 83	6 5	0.013 0.11
78% H_2SO_4 + 3.5% H_2O_2 + 各种 Fe、Mn、Cr、Ni 盐类，在处理槽中	38~54	8	0.13
78% H_2SO_4 + 痕量苯硫酸，配酸槽底部	50	—	0.013
9% H_2SO_4 + 1% HF + 1% Na_2SO_4 + 1%硅藻土 + 0.5% Na_2SiF_6 + H_2O 浸在槽中	45	—	0.025
造纸厂真空蒸发器回收 H_2SO_4，55% H_2SO_4	71	—	0.10
36% H_2SO_4 + 28%草酸 + 32%水 + 4%灰分，在真空蒸发盘中的搅拌器支架上，交替浸入	60	—	0.06

注：工厂试验。

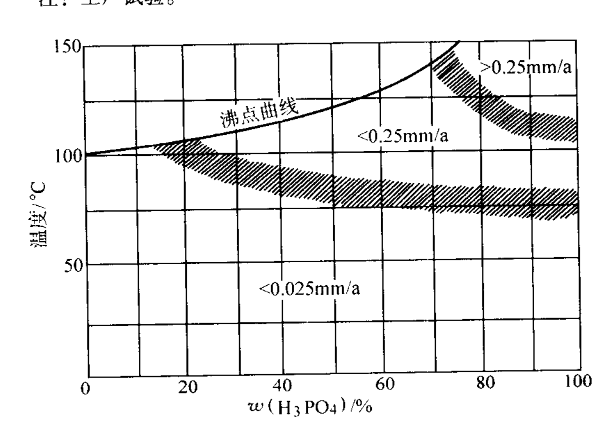


图 8.9-73 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在纯 H_3PO_4 中的等腐蚀图



表 8.9-90 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在纯 H_3PO_4 中的腐蚀数据

w（H_3PO_4）/%	试验温度/℃	试验时间/h	腐蚀速度 /mm·a⁻¹
50	沸腾	24	0.035
60	沸腾	24	0.13
70	沸腾	24	0.16
75	78	792	0.005①
75	85	792	0.008①
75	90	792	0.008①
75	95	792	0.013①
75	105	792	0.033①
80	沸腾	24	0.43
85	沸腾	24	1.01

① 流速为 268 m/min。

表 8.9-91 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在湿法磷酸中的耐蚀性

试验介质条件	温度/℃	时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
15% H_3PO_4，20% H_2SiF_6，1% H_2SO_4，蒸发器烟雾洗涤器的再循环液	75～85	16	0.025
20% H_3PO_4，20% HF 酸，在槽中	21～30	13	0.036
20% H_3PO_4，2% H_2SO_4，1% HF 酸，40% H_2O，$CaSO_4$，在浸取槽料浆中	80～93	117	0.018
37% H_3PO_4 料浆，在酸的输送槽中，流速 0.9 m/s	65～88	46	0.018
31.4% H_3PO_4，1.5% H_2SiF_6，0.12% HF 酸，$CaSO_4$ 料浆，在过滤槽中	46～60	8.3	<0.002 5
54% H_3PO_4，1.7% HF，20% H_2SO_4，20% $CaSO_4$，在蒸发后的酸的增稠器中	52～65	51	0.013
在用热气体加热的蒸发器中，53% H_3PO_4，1%～2% H_2SO_4，1.5% HF 酸，Na_2SiF_6	120	42	0.15
在浓缩筒上部的混分离器中，由粗 H_3PO_4 浓缩到含 HF 的 50%～55% H_3PO_4，挂入气相中	140	21	0.79
在含 75%～80% H_3PO_4，1% H_2SO_4 和一些 HF 的脱氟器中，强烈搅拌	140	8	3

注：工厂试验。

⑥ 盐酸中。表 8.9-92 列出了 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在不同浓度盐酸中的试验室结果。此合金不耐盐酸腐蚀，仅在室温的稀盐酸溶液中可用。充气加速了 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在盐酸中的腐蚀，在 5NHCl 酸室温 N_2 饱和的条件下的腐蚀速度（72 h）为 0.006 mm/a，在用空气饱和的盐酸中却为 0.53 mm/a，耐蚀性下降近两个数量级。

⑦ 氢氟酸和氟硅酸中。此合金在氢氟酸中耐蚀性不佳，仅在少数条件下具有中等耐蚀性，一般不推荐在纯氢氟酸中使用。氟硅酸的腐蚀性较氢氟酸轻，在含有杂质的氟硅酸中，此合金耐蚀性良好，可以用到 60℃。0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在氢氟酸、氟硅酸及含氢氟酸介质中的耐蚀性见表 8.9-93。

表 8.9-92 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 在盐酸中的耐蚀性

盐酸浓度/%	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
5	室温	0.12
5	40	0.45
5	65	2.0
10	室温	0.18
10	40	0.47
10	65	2.59
20	室温	0.18①
20	40	0.44
20	65	1.52
浓酸	40	12.19
浓酸	65	28.7

① 酸的浓度为 15%。

表 8.9-93 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在 HF、H_2SiF_6 和含 HF 酸介质中的耐蚀性

介质条件	温度/℃	时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹	备注
20% HF 酸	102	3	1.03	试验室试验
38% HF 酸	沸腾	4	0.25	试验室试验
48% HF 酸	沸腾	4	0.23	试验室试验
50% HF 酸	60	35	0.05	试验室试验
65% HF 酸	60	35	0.13	试验室试验
70% HF 酸	60	35	0.13	试验室试验
70% HF 酸	21	42	0.36	试验室试验
20% H_2SiF_6 + 未溶杂质，流速为 0.15 m/s	54～60	—	0.12	浸入烟雾洗涤器的再循环槽液相中
25%～35% H_2SO_4 + 8% HF 酸，钢带酸洗液	50～80	31	0.33	不通气，通过钢带运动搅动溶液。应力加速了腐蚀

⑧ 亚硫酸中。0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金耐湿 SO_2 和亚硫酸溶液的腐蚀，适用范围很广，尤其是在含有 H_2SO_4 的亚硫酸溶液中，此合金的耐蚀性优于含有相同 Cr、Mo 而不含 Cu 的合金。在亚硫酸和含亚硫酸的介质中的腐蚀数据见表 8.9-94。

表 8.9-94 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在亚硫酸介质中的耐蚀性

介质	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹		备注
			液相	气相	
5% H_2SO_4	82	168	0.001	0.003	试验室没有点蚀
5.5% H_2SO_4 + 一些 H_2SO_4	38～52	1 440	0.007	—	燃料气洗涤器，现场实验。初期点蚀
含饱和 SO_2 的海水(按 ASTM D1141)	82	168	1.62	—	试验室试验，严重点蚀

⑨ 硝酸中。0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在沸腾温度的所有浓度的硝酸中（包括 65% HNO_3）具有良好的耐蚀性。在稀硝酸中可以使用到沸点以上的温度，在室温发烟硝酸和 70℃加缓蚀剂的发烟硝酸中，也呈现出较好的耐蚀性。此合金的耐硝酸腐蚀性能见表 8.9-95 和表 8.9-96 及图 8.9-74。鉴于通常的 Cr-Ni 不锈钢具有良好的耐硝酸腐蚀性能，在纯 HNO_3 中不采用此合金。在含有各种杂质和添加物的 HNO_3 中，0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金呈现出良好的耐蚀性，优于 Cr-Ni 奥氏体不锈钢，常被采用，见表 8.9-97。

表 8.9-95 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在发烟硝酸中的耐蚀性

腐 蚀 介 质	温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
白发烟硝酸	室温	0.013
白发烟硝酸	71	1.1
加缓蚀剂（无水 HF）的白发烟硝酸	室温	0.005
加缓蚀剂（无水 HF）的白发烟硝酸	71	0.17
加缓蚀剂（无水 HF）的红发烟硝酸	室温	0.015
加缓蚀剂（无水 HF）的红发烟硝酸	71	0.16

表 8.9-96 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在高温硝酸中的腐蚀试验

HNO_3 浓度/%	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
10	100	48	0.005
	110	48	0.008
	120	48	0.013
	130	48	0.04
30	100	48	0.016
	110	48	0.03
	120	48	0.04
	130	48	0.08
50	100	48	0.03
	110	48	0.03
	120	48	0.09
	130	48	0.20

注：试验在密封的玻璃管中进行。

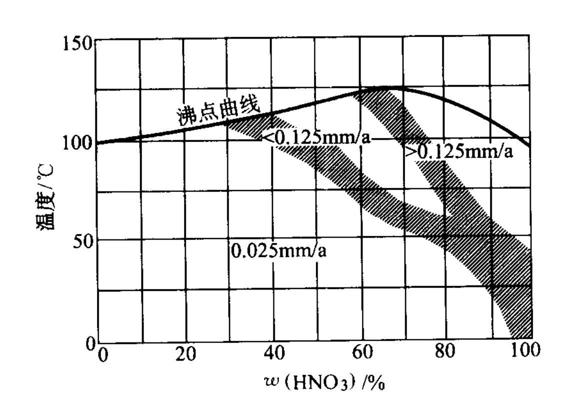


图 8.9-74 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在 HNO_3 中的等腐蚀图

⑩ 有机酸和化合物中。在有机酸和化合物中，此合金表现出高度的耐蚀性，可以在很宽的温度范围内应用。在沸腾温度时，除在草酸中不耐蚀外，在大多数有机酸中均耐蚀（表 8.9-98），在有机酸加工过程中也呈现出优良的耐蚀性，工厂试验结果见表 8.9-99。

表 8.9-97 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在硝酸混合介质中的耐蚀性

介 质 条 件	温度/℃	时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹ 液相	腐蚀速度/mm·a⁻¹ 气相
在含氯化物，用 KNO_3 饱和的硝酸浓缩过程的蒸发器中，液相为40% ~ 70% HNO_3 和 0.02% ~ 0.2% Cl，气相为 10% ~ 50% HNO_3，0.05% ~ 1.5% Cl	105 ~ 115	4.2	0.10	0.28
在将 35% HNO_3 浓缩至 45% 的过程蒸发器中，用氧锆基硝酸盐饱和并含 10% ~ 35% ZrO $(NO_3)_2$ 结晶	113 ~ 124	29	0.53	0.66
在含四氧化氮和亚硝酸的 40% HNO_3 溶液中，放置在 N_2O_2 吸收塔中部分配器下面	30 ~ 40	15	< 0.002 5	—
在含 6% 金属（Fe、Mg、Pb、Al）硝酸盐、2% 硫化物（金属硫化物）的 20% HNO_3 浓缩蒸发器中	70 ~ 88	52	0.01	—
53% HNO_3，1% HF 酸（试验室试验）	80	7	5.08	2.18
35% ~ 45% HNO_3，3% ~ 10% Cl（以氯化物形式存在），10% ~ 20% 金属硝酸盐（主要是 Zr），在浓缩蒸发器中	115 ~ 127	21	0.33	0.15
36% HNO_3，30% KNO_3，$NaNO_3$，Fe $(NO_3)_3$，Mg $(NO_3)_2$，Ca $(NO_3)_2$，0.05% ~ 0.10% Cl（以氯化物形式存在），间歇暴露在液相和气相中（浓缩蒸发器）	65 ~ 82	8	0.013	—
58% HNO_3，5×10^{-6} 氯化物，金属（主要是 Zr）硝酸盐为 11% ~ 13%，在浓缩蒸发器柱子底部液相中	115 ~ 130	10	0.66	—
2% ~ 21% HNO_3，$(3\sim13)\times10^{-6}$ 氯化物，0% ~ 25% 的金属（主要是 Zr）硝酸盐，在蒸发器第 10 个塔板液相中	107 ~ 130	10	0.12	—
在精制含 30% ~ 40% HNO_3 和直到 $2\,000\times10^{-6}$ Cl 提余液的浓缩蒸发器中	80	92	0.018	0.028

注：工厂试验。

表 8.9-98 0Cr21Ni42Mo3Cr2Ti 合金在各种有机酸中的耐蚀性

在机酸类型和浓度	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹
10% 醋酸	沸腾	120	< 0.003
10% 甲酸	沸腾	120	0.063
10% 乳酸	沸腾	120	0.008
10% 顺丁烯二酸	沸腾	120	0.003
10% 苯二酸	沸腾	120	< 0.003
10% 草酸	沸腾	120	< 0.5



表 8.9-99 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金在有机酸加工中的耐蚀性

介质条件	温度/℃	时间/d	腐蚀速度/mm·a⁻¹
含有85%醋酸、10%醋酐、5%水、丙酮、乙腈处于冷凝器前的蒸气管线中，气相中	115~135	875	0.008
99.9%醋酸，0.1%水，在蒸馏塔中	107	40	0.005
94%醋酸，1%甲酸，5%高沸点酯类	127	465	0.018
96.5%~98%醋酸，1.5%甲酸，1%~5%水	124	262	0.15
91.5%醋酸，2.5%甲酸，6%水	110~127	55	0.08
95%醋酸，1.5%~3.0%甲酸，0.5%高锰酸钾，水 40%醋酸，6%丙酸，20%丁烷，5%戊酸，8%乙基醋酸盐，5%水甲基乙基铜，其他酯类和酮类	174	217	0.05
含苯二酸，水和少量顺丁烯二酸，顺丁烯二酐，苯酸，挥发油醌的苯二酐，在苯二酐蒸馏塔的回流塔板上	165~260	70	0.20
40%甲酸，18%醋酸，40%苯，20%水，在蒸馏柱中	91	55	0.025

注：工厂试验。

2）晶间腐蚀 在1 150~1 204℃固溶退火条件下对晶间腐蚀不敏感，当中温敏化处理1 h时，例如在760℃，在晶界上将出现富Cr的$M_{23}C_6$沉淀，进而导致在沸腾65% HNO_3中的晶间腐蚀。然而在敏化前940℃稳定化处理1 h，可防止敏化引起的晶间腐蚀。图8.9-75示出了原始退火状态和敏化温度、时间的关系。显然，在65% HNO_3的评价试验中，940℃稳定化处理将延迟在敏感温度产生晶间腐蚀所需的敏化时间。研究表明，在此温度将形成TiC窃取合金的碳，防止了产生大量的$M_{23}C_6$，即或形成$M_{23}C_6$，由于Cr的扩散也将减少Cr的贫化程度，因此阻止或减缓了晶间腐蚀的产生。此合金的工厂供货状态为940℃稳定化处理，对防止随后二次受热的晶间腐蚀是有效的。严重敏化产品的晶间腐蚀亦可采用热处理予以消除。

3）点腐蚀和应力腐蚀

① 点腐蚀。表8.9-100列出了0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti合金在氧化性酸性氯化物中的耐点蚀性能，显然此合金在此类介质中耐蚀性欠佳。

② 应力腐蚀。0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti合金在碱和$MgCl_2$中的耐应力腐蚀破裂性能优于Cr-Ni奥氏体不锈钢，见表8.9-101。在上述介质中的耐应力腐蚀性能良好。

表 8.9-100 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ni 合金的耐点腐蚀性能

介质	温度/℃	时间/h	腐蚀速度/mm·a⁻¹	点蚀深度
50% NaCl	50	72	1.06	点蚀穿孔
10.8% $FeCl_3$	35	4	点腐蚀	
5% $FeCl_3$	50	72	1.34	点蚀穿孔
5% $CuCl_2$	50	72	0.08	一个试样点蚀穿孔

表 8.9-101 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的耐应力腐蚀破裂性能

试验条件	温度/℃	时间/h	试验结果
50% NaOH，U形弯曲	沸腾	500	未裂
42% $MgCl_2$，U形弯曲	沸腾	720	未裂

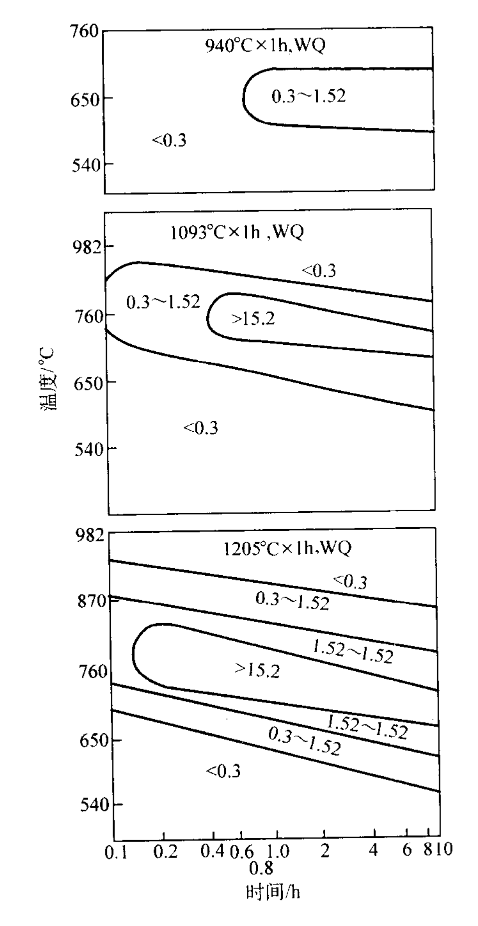


图 8.9-75 原始热处理对 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金晶间腐蚀行为（TTS图）的影响

65% HNO_3，沸腾温度；图中数字为腐蚀速度（mm/a）

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热冷加工及成形性能 合金的热成形温度为927~1 065℃，不宜在晶间腐蚀敏感温度（650℃）下成形操作，如果在高于1 065℃成形，最终成形应在870~980℃范围进行，以提供最大的耐晶间腐蚀性能。此合金亦适于冷加工成形，类似Cr-Ni奥氏体不锈钢。

2）热处理 合金适宜的最终热处理是940℃稳定化处理。中间退火温度以高于1 050℃固溶软化退火温度为宜。

3）焊接性能 可以采用通常的焊接方法焊接，推荐采用镍基焊丝（00Cr22Ni61Mo9Nb）。

（5）物理性能

0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti合金的物理性能见表8.9-102和表8.9-103。

（6）应用

冶金产品及用途举例：此合金的冶金产品有板、管、丝、带、棒、锻件及相同成分的铸件。由于此合金的广泛耐蚀性，因此在化学加工工业、热海水和湿法冶金工厂得到广泛应用。主要用于处理热硫酸、含氯化物溶液、亚硫酸等环境的热交换器、管道、阀门、泵等。在造纸工业的木浆浸取器及深源气井领域中亦得到广泛的应用。



表 8.9-102　0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的密度、熔点和磁导率

项　　目	数　　值
密度（20℃）/g·cm^{-3}	8.14
液相线温度/℃	1 400
凝固温度/℃	1 370
磁导率（21℃，16 kA·m^{-1}）	15.98
居里温度/℃	< -196

表 8.9-103　0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的物理性能

温度/℃	线胀系数①/$10^{-6}K^{-1}$	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	电阻率/μΩ·m
26	—	11.1	1.127
38	—	11.3	1.130
93	14.0	12.3	1.142
204	14.9	14.1	1.180
316	15.3	15.8	1.210
427	15.7	17.3	1.248
538	15.8	18.9	1.265
649	16.4	20.5	1.267
760	17.1	22.3	1.272
871	17.5	24.8	1.288
982	—	27.7	1.300
1 093	—	—	1.318

① 从 27℃至给定温度。

3.3.5　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb（Carpenter20cb-3）

0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 是 1963 年在高镍奥氏体不锈钢——0Cr20Ni28Mo3Cu3Nb（Carpenter20cb）基础上发展的一种铁-镍基耐蚀合金。国际上称为 Carpenter20cb-3 合金或简称 20cb-3 合金。0Cr20Ni28Mo3Cu3Nb 合金是 1948 年开发的耐 H_2SO_4 和 HNO_3 及其混酸腐蚀性能较好的高镍可变形的奥氏体不锈钢。但在溶解核燃料不锈钢包壳时，发现此钢在 6 mol/L H_2SO_4 中产生应力腐蚀破裂。为了解决这一问题，通过研究发现，在其他合金成分基本与 Carpenter20cb 相同的条件下，只将钢中的镍含量 w（Ni）从 27%～29%提高到 33%～38%，既提高了钢的耐应力腐蚀破裂性能，又极大地改善了钢在还原性酸中的耐蚀性和可加工性能，从而导致了 20cb-3 合金的诞生。由于此合金良好的耐蚀性，在化学加工工业中得到广泛应用。

（1）化学成分和组织结构

0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的化学成分见表 8.9-104。与 Carpenter20cb 合金比较，唯一的差别是将镍含量提高，世界各国均使用这种合金，但对合金中镍含量 w（Ni）的规定各不相同，大体上在 33%～38%范围内波动。

0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在固溶热处理条件下（1 050～1 150℃固溶，水淬），其组织为面心立方结构的奥氏体组织。在中温敏化，在奥氏体晶界上和基体上将析出 $M_{23}C_6$ 和 NbC 碳化物，两者的析出数量与敏化温度和保温时间有关。

（2）力学性能

0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的力学性能见表 8.9-105。

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀

表 8.9-104　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	相应国外牌号名称	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	Cu	Fe	Nb
0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb	Carpenter20cb-3 Nicrofer 3620Nb	≤0.06	≤0.8	≤1.0	36～38	19～21	2.0～3.0	3.0～4.0	36～38	0.5～0.7

表 8.9-105　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
20	≥590	≥275	30
100	≥580	≥250	—
200	≥560	≥235	—
300	≥540	≥220	—
400	≥520	≥205	—

① 硫酸中　0Cr20Ni35Mo3Cu3CuNb 是在 0Cr20Ni28Mo3-Cu3Nb 基础上发展起来的合金，由于镍含量的提高，使之在硫酸中的耐蚀性得到改善。在纯硫酸中合金的耐蚀性如图 8.9-76 所示。由图可见，在全浓度硫酸中，此合金在 50℃以上具有优秀的耐蚀性，在 65℃具有可用的耐蚀性。在硫酸浓度低于 10%的介质中，此合金的使用上限温度可提高到 80℃。

在 80℃各种浓度硫酸中的试验结果指出，于 67%～74%H_2SO_4 之间出现一个腐蚀速度峰值（图 8.9-77），在低于 65℃的酸中不出现这种现象，其原因可能是富 Ni、Nb 相的选择腐蚀，鉴于这种事实，在选用时应予以考虑。

随着硫酸浓度的提高，合金的腐蚀速度随之提高，如图 8.9-78 所示。在热交换条件下，金属壁、硫酸浓度与腐蚀速度的关系如图 8.9-79 所示。由于合金中镍含量的提高，在 5%～25%的 H_2SO_4 中具有稳定的耐蚀性，相比之下，0Cr20Ni28Mo3Cu3Nb（Carpenter20cb）合金对温度的变化十分敏感，显示出 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的优越性。

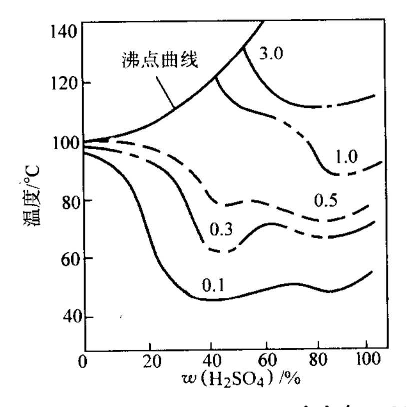


图 8.9-76　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在 H_2SO_4 中的等腐蚀图

曲线上的数字为腐蚀速度（mm/a）

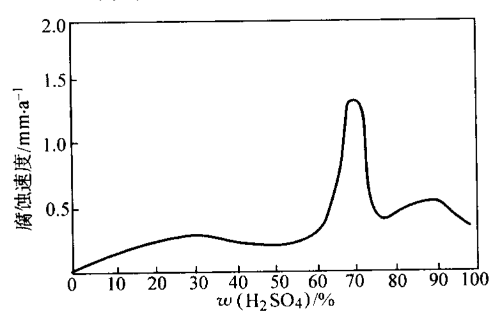


图 8.9-77　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在 80℃ H_2SO_4 中的腐蚀行为



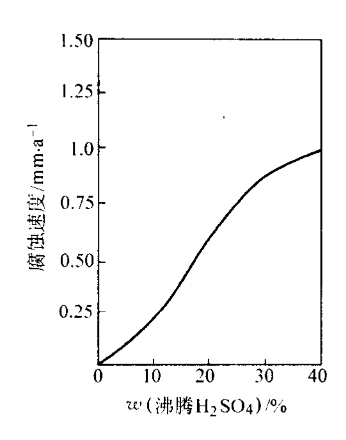


图 8.9-78 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在沸腾 H_2SO_4 中的耐蚀性

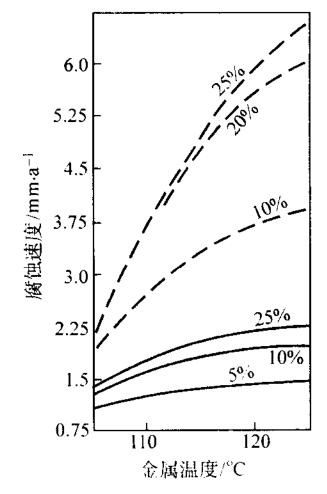


图 8.9-79 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在沸腾 H_2SO_4 热交换条件下的腐蚀

---- 0Cr20Ni28Mo3Cu3Nb;

—— 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb

硫酸中的杂质对 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的影响具有与前述合金一致的规律性。氧化剂有利，还原性物质有害。试验结果表明，在热交换条件下，酸的浓度为 8%，金属温度为 150℃，酸的温度为 100℃，此合金的腐蚀速度为 1 mm/a，当添加 0.5% $Fe_2(SO_4)_3$ 后，腐蚀速度减少到零。氯离子的加入往往加速合金的腐蚀，例如，在沸腾 20% H_2SO_4 热交换条件下，当加入 $1000\times10^{-6}Cl^-$ 后，合金的腐蚀速度增加了 50%。因此在实际应用时，应避免氯离子的混入或对其进行严格限制。

② 磷酸中　在纯磷酸中 0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的耐蚀性类似于 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金。在含杂质（Cl^-、F^-）的湿法磷酸中，此合金耐蚀性受 Cl^- 含量的影响强烈（见图 8.9-61）。即或在不含 Cl^- 的 100℃的 70% H_3PO_4 + 4% H_2SO_4 + 0.5% F^- + 0.45% Fe^{3+} 的湿法磷酸中，其腐蚀率在 1.2 mm/a 以上，当酸中含有 $160\times10^{-6}Cl^-$ 时其腐蚀速度急剧上升。在 70% H_3PO_4、4% H_2SO_4、0.5% F^-、$60\times10^{-6}Cl^-$、0.6% Fe^{3+} 的湿法磷酸中，60℃时的腐蚀速度高于 4 mm/a，90℃时的腐蚀速度达 6.2 mm/a。显然在湿法磷酸中，0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金不是一种理想材料。

③ 盐酸中　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在盐酸中的耐蚀性不佳，即或在低浓度低温盐酸中也不宜采用，有限的腐蚀数据见表 8.9-106。

表 8.9-106　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在盐酸中的腐蚀

合　金	盐酸浓度/%	试验温度/℃	腐蚀速度/mm·a⁻¹
0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb	1	沸腾	2.29
0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb	5	66	2.29

2）晶间腐蚀　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的晶间腐蚀行为类似于 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti。在正常情况下此合金焊接部件具有良好的耐晶间腐蚀性能。中温敏化的合金由于 $M_{23}C_6$ 的析出将加剧晶间腐蚀。在 65% HNO_3（沸腾温度）和沸腾 50% H_2SO_4 + 42 g/L $Fe_2(SO_4)_3$ 介质中对 Nb/C 比为 15（A）和 20（B）两个炉号的晶间腐蚀行为评价结果如图 8.9-80 所示。合金的敏感温度范围为 650～870℃，最敏感温度为 760℃。从这些试验可以看出，Nb/C 比对防止或减缓晶间腐蚀起着重要作用，此类合金的 Nb/C 比以大于 20 为宜。通常这类合金不应在中温敏化，如出现这种状况，应采用固溶处理的办法消除敏化结构，以保持合金的耐晶间腐蚀性能。

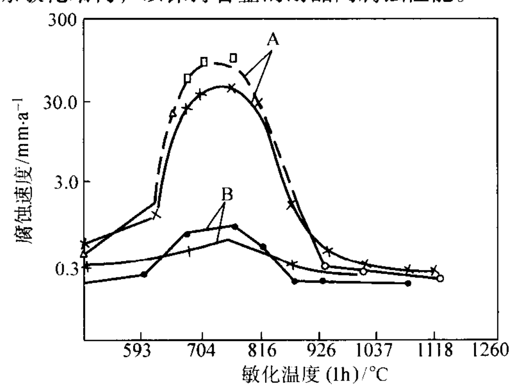


图 8.9-80　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的敏化行为

A	B	
○	•	HNO_3 试验 240 h
△		HNO_3 试验 168 h
□		HNO_3 试验 72 h
×	+	Fe 试验 120 h

3）点腐蚀和缝隙腐蚀　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的耐点蚀和缝隙腐蚀性能列于表 8.9-107～表 8.9-109。显然在严苛的点蚀和缝隙腐蚀条件下，此合金耐蚀性不佳。在含氯化物的 SO_2 污染控制的环境中工厂试验结果表明，仅在 pH5.5～6.5 的 50℃低浓氧化物和 50℃、pH > 5.7 的高浓氯化物环境中具有良好的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。在低 pH 值和高温氯化物环境中不具备满意的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。

表 8.9-107　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金耐缝隙腐蚀性能

介质成分	温度/℃	试验时间/h	平均腐蚀速度/mm·a⁻¹
10% $FeCl_3$	25	100	5.21
10% $FeCl_3$	50	100	9.65
10% $FeCl_3$	75	100	17.78

表 8.9-108　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在模拟洗涤器环境中的点腐蚀和缝隙腐蚀

介质成分	温度/℃	试验时间/h	最大渗入深度①/mm
7% H_2SO_4，3% 盐酸（体积百分数）1% $CuCl_2$，1% $FeCl_3$（质量百分数）	25	96	0
	50	96	1.27～1.52
	70	96	1.78～2.03

① 最大深度指缝隙区的最大值。



表 8.9-109　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金在含氯化物的 SO_2 污染控制环境中的工厂腐蚀试验结果

氯化物含量 /10^{-6}	平均温度/℃	pH	点蚀或缝隙腐蚀深度/mm
165	41	2.5～7	0.15
350	49	4.5	0.08
1 000	49	4	>1.14
1 500	53	3.5～5.7	0.08
500	54	5	0.13
500	49	5.4	0.03
550	54	4.9	
125	49	6.5	0
200	49	5.5	0
200	49	5.9	0
500	49	5.5	0
500	49	6	0
850	49	6	0.03
1 000	46	6.2	0
2 250	49	5	0.05
2 900	43	4.5	0.18
2 900	43	5.5	0.03
1 500	53	5.7	0
2 900	43	8.5	0
3 000	49	7	0
10 000	49	6	0
2 100	71	7	6.03
2 100	71	6.5	0.25
2 300	66	6	0.41

4）应力腐蚀　由于合金中镍含量 w（Ni）提高至 35%，因此在高浓氯化物环境中，耐应力腐蚀破裂性能得到提高，有限的数据指出，在沸腾 42% $MgCl_2$ 中，此合金出现裂纹的时间为 22 h，优于常规的 0Cr18Ni9 合金和 00Cr18Ni14Mo2 合金，不及 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金。

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）冷热加工成形性能　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的冷热加工及成形性能与前述的 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金相似。

2）热处理　此合金的热处理制度可参照上述的 0Cr21Ni42Mo3Cu2Ti 合金的制度执行。

3）焊接性能　此合金焊接性能良好，推荐的焊丝成分为 00Cr25Ni39Mo5Cu2（Nicrofer S4225），亦可采用手工电弧焊。

（5）物理性能

0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的物理性能见表 8.9-110。

表 8.9-110　0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金的物理性能

密度 /g·cm^{-3}	比热容 /J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	电阻率 /μΩ·m	线胀系数 /10^{-6}K^{-1} (20～300℃)	弹性模量 /GPa
8.1	500	13.5	1.03	16.5	200

（6）应用

冶金产品及用途举例：此合金冶金工艺性能良好，可生产板、管、丝、带、棒材、锻件和各种铸件。0Cr20Ni35Mo3Cu3Nb 合金主要应用于化学加工业的硫酸、硫酸+硝酸混酸、磷酸等介质中，用以制造热交换器、管线、反应塔、泵和阀门等。

3.3.6　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al

0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 是一种通过析出 Ni_3（Al、Ti）强化的耐 H_2SO_4、H_3PO_4 腐蚀的高强度、高硬度和可变形耐蚀合金。它是 20 世纪 60 年代中期由苏联所开发的牌号，称之为 ЭП543。此合金既耐 H_2SO_4、H_3PO_4 腐蚀，又具有高的强度和硬度，是一种在还原性介质中耐腐蚀性能良好的金属材料。

（1）化学成分和组织结构

0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的化学成分见表 8.9-111。此合金化学成分的特点在于 Ni、Cr、Mo、Cu 等主要合金元素配比适当，使合金既具有较好的耐蚀性，又具有奥氏体组织。合金中较高的 Al 和 Ti，使之可以通过时效析出 Ni_3（Al、Ti）金属间化物予以强化。

0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金经高温固溶处理后的组织为奥氏体组织，在中温时效后（650℃）合金的组织为奥氏体 + Ni_3（Al、Ti）+碳化物。合金的奥氏体基体赋予了合金良好的塑性、韧性和成形性。

表 8.9-111　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	相应国外牌号	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	Ti	Al	Cu	Fe
0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al	苏联 ЭП543	≤0.06	≤0.8	≤0.8	≤0.02	≤0.035	14～17	39～42	4.5～6.0	2.5～3.2	0.7～1.2	2.7～3.3	余

（2）力学性能

时效状态的 0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的室温力学性能见表 8.9-112。

表 8.9-112　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的室温力学性能

热处理状态	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ/%	ψ/%	HB	a_K /J·cm^{-2}
1 080℃，WQ+600℃×10 h	1 176	823.2	24	20	331	—
1 100℃，WQ+650℃×15 h	≥1 176	≥637	≥18	≥25	—	≥69

（3）耐蚀性

① 硫酸中。不同热处理状态的 0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金在 H_2SO_4 中的腐蚀行为见表 8.9-113 和图 8.9-81。显然，在低于 80℃、浓度直到 70% 的 H_2SO_4 中，此合金均具有良好耐蚀性，经 650℃×15 h 时效的合金也具有满意的耐蚀性。

② 磷酸中。0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金在 80℃，浓度为 55% 的 H_3PO_4 中具有良好的耐蚀性。

（4）热加工、热处理

1）热加工成形性能　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的热加工性能试验结果如图 8.9-82 所示。通过测定不同温度下的冲击韧性和扭转数得出热加工范围为 950～1 100℃，热加工时的加热温度不应超过 1 150℃和不低于 900℃，否则难以得到理想的热加工产品或者成材率极低。电渣重熔明显提高合金的热塑性。此合金在固溶状态后的冷成形性能类似于前述合金。

表 8.9-113　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金在 H_2SO_4 中的耐蚀性

合金热处理状态	H_2SO_4 浓度 /%	试验温度 /℃	时间/h	腐蚀率 /g·(m²·h)⁻¹
1 080℃固溶	15	40	100	0.053
	40	50	100	0.049
	70	100	100	4.087
1 080℃固溶 + 700℃ × 10 h	15	40	100	0.086
	40	50	100	0.095
	70	100	100	7.765

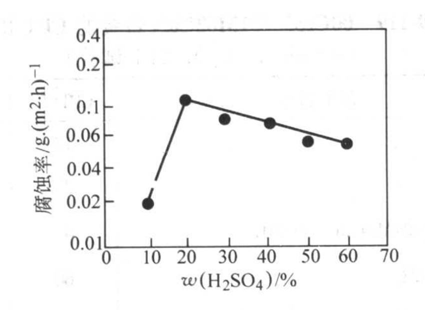


图 8.9-81　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金（650℃ × 15 h 时效）在 80℃ H_2SO_4 中的耐蚀性
试验时间为 100 h

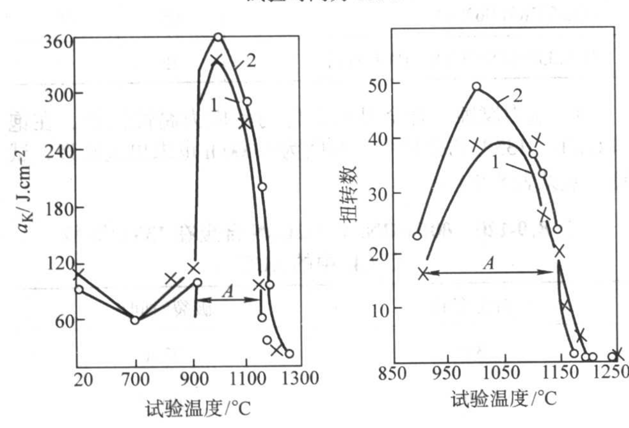


图 8.9-82　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 合金的热塑性结果
1—非真空冶炼；2—电渣重熔后；
A—热塑性变形温度范围

2）热处理　0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 的冶金厂供货状态应以 1 100℃固溶处理为宜，以使合金具有良好的塑性和韧性，为其后的设备制造提供便利条件。为了提高合金的强度和硬度，设备或部件的最终热处理应选择在 650 ~ 700℃时效处理。

（5）应用

冶金产品及用途举例：0Cr15Ni40Mo5Cu3Ti3Al 易生产板、管、丝、带、锻件等冶金产品和各种锻件。此合金主要用于制造耐 H_2SO_4、H_3PO_4 等还原性介质腐蚀的设备和部件，例如泵、阀门和弯头等。

3.3.7　00Cr33Ni31Mo2CuN（Nicrofer3033-Alloy33）

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金是一种引入氮合金化的高铬 Ni-Fe-Cr-Mo-Cu 耐蚀合金。由于合金中的高铬和高氮含量和 Mo、Cu 的复合作用，使其在热无机酸中具有优异的耐均匀腐蚀性能，在 HNO_3 + HF 酸、在含氯化物溶液以及碱中也呈现出良好的耐蚀性，在易产生点蚀和缝隙腐蚀的环境中具有可与 00Cr16Ni60Mo16W4（Hastelloy C-276）合金相媲美的耐点蚀和耐缝隙腐蚀性能。此外，此合金的强度水平，在 Fe-Ni 基耐蚀合金中是最高的，同时兼备高的塑性和韧性以及高度的组织热稳定性。基于此合金的多功能性特点，它已成为化学加工工业压力容器和海洋工业轻量化结构的较为理想的耐蚀结构材料，与镍基耐蚀合金相比，它又是一种较经济的材料。

（1）化学成分和组织结构

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的化学成分见表 8.9-114。

表 8.9-114　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的化学成分（质量分数）　%

C	Si	Mn	Cr	Ni	Fe	Mo	Cu	N
≤0.015	≤0.5	≤2.0	31.0 ~ 35.0	30.0 ~ 33.0	余	0.5 ~ 2.0	0.3 ~ 1.2	0.4

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的化学成分特点是铬含量 w（Cr）高达 33%，为了相平衡以便形成单一奥氏体组织，必须加入质量分数为 31% Ni 和大约 0.4% N。高铬含量是合金可以加入足够高的 N 的基本条件并不会在焊接时引起更加难以克服的困难。1 120℃的固溶处理，此合金为单一的奥氏体组织。在 600 ~ 1 000℃范围内长期停留，会有少量 σ 相析出，未发现 Cr_2N 形成，少量 σ 相析出使合金的冲击韧性稍许降低，经 700℃、800℃和 900℃ × 8 h 时效，其冲击吸收功仍大于 100 J。中温的少量沉淀相并未对合金的耐蚀性构成明显危害（图 8.9-83）。

（2）力学性能

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的力学性能见表 8.9-115。

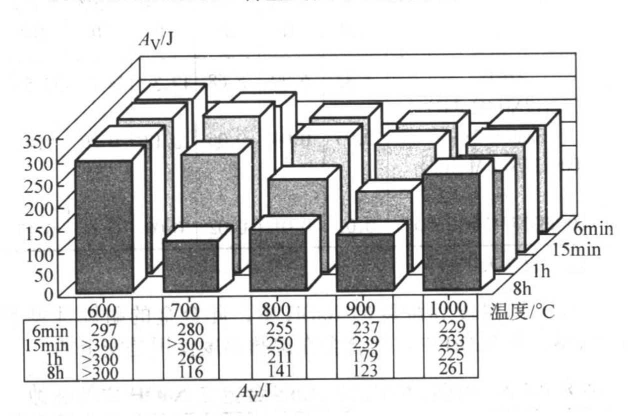


图 8.9-83　00Cr33Ni31Mo2CuN（合金 33）时间-温度-冲击吸收功图
（ISO-V 形缺口，室温；固溶退火的冲击吸收功高于 300 J）

表 8.9-115　固溶态 00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的力学性能

温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{1.0}$/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	A_{KV}/J
室温	787	451	420	51		> 250
100	736	411	368	60		—
200	663	353	310	60		—
300	611	320	285	58		—
400	589	310	283	60		—
500	568	311	289	60		—

（3）耐蚀性

1）均匀腐蚀　在不同条件的 H_2SO_4 中，00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的耐蚀性见表 8.9-116。试验结果表明，在高温浓硫酸中，00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的耐蚀性既优于 310L 和 Cr28Ni4Mo2 超级铁素体不锈钢又优于含质量分数为 5% Si 的奥氏体不锈钢。在硫酸工厂流动的高温高浓硫酸中，此合金

的耐蚀性优于对比试验材料 G-30 合金等耐蚀材料。

表 8.9-117 为 00Cr33Ni31Mo2CuN 合金在 HNO_3 + HF 酸混合介质中的耐蚀性，此合金的耐蚀性优于 316Ti 奥氏体不锈钢和著名的 Saniro-28 合金。

表 8.9-116　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金在 H_2SO_4 中的腐蚀

合金名称	腐蚀速度/mm·a⁻¹					
	98% H_2SO_4，7 d 试验					96%～98.5% H_2SO_4，流速≥1 m/s
	100℃	125℃	150℃	175℃	200℃	135～140℃，14 d 试验
310L（00Cr25Ni20）	0.38	0.43	0.98	0.38	0.07	0.24
Cr28Ni4Mo2	0.03	0.06	0.53	0.04	0.67	0.18
A611［w（Si）=5%奥氏体钢］	0.02	0.36	0.81	0.70	0.61	0.03
33 00Cr33Ni-31Mo2CuN	0.04	0.07	0.08	0.16	0.04	<0.01
G-30	—	—	—	—	—	0.03

表 8.9-117　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金在 HNO_3 + HF 中的腐蚀（3×7 d 试验）

合金名称	腐蚀率/g·(m²·h)⁻¹					
	25℃，20% HNO_3			50℃，20% HNO_3		
	+3% HF	+5% HF	+7% HF	+3% HF	+5% HF	+7% HF
316Ti（0Cr17Ni14Mo2Ti）	3.33	6.20	5.68	17.3①	24.4①	33.5①
Sanicro-28（00Cr27Ni31Mo4Cu）	0.03	0.04	0.06	0.18	0.29	0.41
33（00Cr33Ni31Mo2CuN）	0.01	0.01	0.02	0.08	0.11	0.17

①　仅 7 天试验。

在不同温度和浓度的 NaOH 中，此合金的耐蚀性见表 8.9-118。在 NaOH 中，此合金在沸腾温度使用是安全的。

表 8.9-118　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金在 NaOH 中的腐蚀

合金名称	腐蚀速度/mm·a⁻¹						
	25% NaOH，28 d 试验			50% NaOH，28 d 试验			
	75℃	100℃	沸腾 104℃	75℃	100℃	125℃	沸腾 146℃
316Ti	<0.01	0.12	0.63	0.06	0.35	1.60	7.99
X1CrNiMoN25-25-2	<0.01	0.03	0.02	<0.01	<0.01	0.26	1.35
00Cr33Ni31Mo2CuN	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01	<0.01

2）晶间腐蚀　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金具有高度的组织热稳定性，因此合金具有极高的抗敏化性能，此合金在共沸硝酸（65% HNO_3）的 Huey 试验中所确定的时间-温度-敏化图（TTS）绘于图 8.9-84。经 1 000 h 时效既没明显增加腐蚀速度也没有晶间腐蚀迹象。

3）点蚀和缝隙腐蚀　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金具有优良的耐点蚀和缝隙腐蚀性能，采用标准试验方法（ASTMG-48A）所测定的 CPT 和 CCT 结果见表 8.9-119。焊接金属（等离子焊接）的 CPT 仅下降 10℃。

图 8.9-84　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金 TTS 图
（沸腾共沸硝酸（65%）－Huey 试验，15×48 h，蒸馏法）

表 8.9-119　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的 CPT 和 CCT
（10% $FeCl_3·6H_2O$，24 h 试验）

合金名称	CPT/℃	CCT/℃
316Ti	10	-2.5
310L	25	≤20
00Cr20Ni24Mo4.5Cu（904L）	45	25
Semicro-28	60	35
6% Mo 超级奥氏体不锈钢（926 合金）	70	40
G-30	75	50
00Cr33Ni31Mo2CuN	85	40
00Cr33Ni31Mo2CuN，PAW 焊件	75	—

4）应力腐蚀　合金具有良好的耐应力腐蚀性能，在饱和 $CaCl_2$，135℃的介质中，时间为 5 000 h 也未出现破裂，试验结果见表 8.9-120。

表 8.9-120　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金在 135℃饱和 $CaCl_2$ 中的 SCC

合金名称	破裂时间/h
304	73.1
316	491.3
00Cr20Ni24Mo45Cu（904L）	>1 000
926 合金	>1 000
00Cr33Ni31Mo2CuN	>5 000

（4）热加工、冷加工、热处理和焊接

1）热加工　合金的热加工温度范围为 1 000～1 200℃，热加工后的冷却方式宜采用水淬或其他尽可能的冷却方式。

2）冷加工　在固溶状态下，可实施冷加工操作，但此合金的加工硬化速度高于一般奥氏体不锈钢，在冷加工时，冷加工设备应具备较大的加工能力，为了顺利进行冷加工，中间软化退火往往是必需的。

3）热处理　合金的固溶处理温度为 1 100～1 150℃，以 1 120℃为最佳。对于厚度大于 3 mm 的材料应采用水冷，厚度小于 3 mm 的材料可采用快速空冷方式。

4）焊接　此合金焊接性良好，可采用 GTAW、PAW、SMAW和激光等焊接方法进行焊接，焊接金属和焊接接头均具有较理想的力学性能（表 8.9-121 和表 8.9-122）。

焊缝金属和热影响区的冲击吸收功均在 150 J 以上。这些数据表明，此合金的焊接性能可满足工程需要。



表 8.9-121　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金 GTAW 焊接金属的室温力学性能

名　　称	σ_b/MPa	$\sigma_{1.0}$/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
GTAW 焊接金属	760	610	556	35	43

表 8.9-122　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金（15 mm 板）焊接接头的拉伸性能

温度/℃	σ_b/MPa	
	母材	GTAW 接头
室温	787	799
100	736	723
200	663	655
300	611	601
400	589	565
500	568	549

（5）物理性能

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的密度（室温）为 7.9 g/cm^3；熔化范围为 1 330 ~ 1 370℃；相对磁导率（20℃）≤1.00。

00Cr33Ni31Mo2CuN 合金的物理性能见表 8.9-123。

表 8.9-123　00Cr33Ni31Mo2CuN 合金其他物理性能

温度/℃	比热容 /J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	电阻率 /μΩ·cm	弹性模量 /GPa	线胀系数（室温 ~ 给定温度）/10^{-6}K^{-1}
0	—	—	—	—	—
20	约 500	13.4	约 104	195	—
93	—	—	—	—	—
100	—	14.6	107	185	15.3
200	—	16.0	109	176	15.7
204	—	—	—	—	—
300	—	17.5	112	170	16.1
316	—	—	—	—	—
400	—	19.0	114	163	16.4
427	—	—	—	—	—
500	—	20.4	116	159	16.7

（6）应用

此合金的良好综合性能，使其可应用于强氧化酸性介质，尤其是在高温高浓度硫酸中更加适用，与高 Si 奥氏体不锈钢相比，其不锈耐蚀性良好，而且制造性能更加优越，不存在高 Si 不锈钢生产难度大和不易焊接的弊病。此合金的锻造法兰和板式换热器已成功应用于化学加工工业。随时间的推移，此合金的应用领域将随之扩展。

编写：康喜范（钢铁研究总院）



参考文献

1 Davis J R. Nickel Cobalt and their alloys. OH: materials Park, OH44073, 2000. 3 ~ 53

2 Agarwal D C, Heubner U, Kohler M, Herda W. UNSN10629: A new Ni-28%Mo alloy. Materials Performance, 1994, (10): 64 ~ 68

3 Rebak R. B. Paul Crook. Nickel alloys for Corrosioive environments, 2000, (2): 37 ~ 42

4 Agarwal D C, Herda W R. The "C" family of Ni-Cr-Mo alloys'Partnership with the Chemieal Process Industry: the last 70 years. Werk-stoff und Korrosion, 1997, 48: 542 ~ 548

5 Agarwal D C. Corrosion Control with Ni-Cr-Mo alloy. Aavonced materials & Process, 2000, (8): 27 ~ 31

6 Hibaer E L, Shoemaker L E. Alloy 686 for seawater fastener Service. Advanced materials & process, 2002, (11): 35 ~ 38

7 Kohier M, Heabner U, Eichenhofer K-W., Renner M. Alloy33. a new Corrosion resistant austenitie material for refinery industry and related application. Corrosion 95. No 338, Houston, Texas; NACE International, 1995

8 Kohier M et al. Progress with Alloy 33 (UNS R20033), a new Corrosion resistant Chromium-base austenitie materials. Corrosion 96, No428, Houston Texas: NACE International, 1996

9 Horn E-M, Manning P E, Renner M. Corrosion of stainless steels and nickel-base alloys in Solutions of nitric acid and hydrofluoric acid. werkstoffe and Korrosion, 1992, 43: 1991 ~ 2000



中 国 材 料 工 程 大 典
CHINA MATERIALS ENGINEERING CANON

第 2 卷 钢铁材料工程（上）

第 9 篇

电 热 合 金

主 编 唐锡世

编 写 唐锡世

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会



第1章　概　　述

1　对高电阻电热合金的要求、分类及其特点

1.1　对高电阻电热合金的要求

顾名思义，电热合金主要用来制造电加热元件，其主要要求是：

1）比电阻大且均匀；

2）单相组织，在使用温度范围内电阻不发生突变；

3）高温下抗氧化性好；

4）能承受较大的表面负荷；

5）具有较小的电阻温度系数；

6）在热、冷状态下均有较好的力学性能；

7）有好的抗高温蠕变极限；

8）对一定介质有强的耐蚀性；

9）小的线胀系数；

10）可焊接性好；

11）使用温度高，寿命长——此为综合性指标。

1.2　高电阻电热合金的分类

目前常用的高电阻电热合金主要分为镍基电热合金和铁基电热合金两大类。以下高电阻电热合金简称为电热合金。

可用做电热体的材料很多，主要可分为金属电热体和非金属电热体。金属电热体又可分为贵金属及其合金（例如铂、铂铱等）；难熔金属及其合金（例如钨、钼等）；镍基合金（例如镍铬、镍铬铁等）；铁基合金（例如铁铬铝、铁铝、铁镍铬铝等）及金属粉末烧结体等金属电热材料。非金属电热体，例如石墨、碳化硅、氧化物、二硅化钼等。实际中，应用比较广泛的是镍基合金和铁基合金。这是因为贵金属不但比电阻小，发热值也小，而难熔金属虽然比电阻大，发热值也大，熔点也高，但不抗氧化，需在真空中或有保护气氛中使用，即造价高又不方便。非金属电热体易氧化（例如石墨、碳化硅），易碎断（例如氧化物、二硅化钼），20～30年前由于其价格较低而使用较多，近十几年逐渐减少。实践证明，镍基电热合金和铁基电热合金适应性强，寿命长，价格也合适，因此在实际中被大量应用。

1.3　高电阻电热合金的特点

结合对电热合金材料的要求，现将镍基和铁基两类电热合金的主要性能列于表9.1-1（GB/T 1234—1995）。

以表9.1-1所列，简介两类电热合金的特性如下。

表9.1-1　镍基和铁基电热合金的主要性能

合金牌号 \ 性能	元件最高使用温度/℃	熔点（近似）/℃	密度/g·cm^{-3}	电阻率（比电阻）(20℃)/μΩ·m	比热容/J·(g·K)$^{-1}$	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	平均线胀系数(20～1 000℃) α_l/10^{-6}K^{-1}	组织	磁性	备注
Cr20Ni80	1 200	1 400	8.40	1.09	0.440	217.08	18.0	奥氏体	非磁性	力学性能指标均按此国标规定
Cr30Ni70	1 250	1 380	8.10	1.18	0.461	162.72	17.0	奥氏体	非磁性	
Cr15Ni60	1 150	1 390	8.20	1.12	0.494	162.72	17.0	奥氏体	非磁性	
Cr20Ni35	1 100	1 390	7.90	1.04	0.500	157.68	19.0	奥氏体	弱磁性	
Cr20Ni30	1 100	1 390	7.90	1.04	0.500	157.68	19.0	奥氏体	弱磁性	
1Cr13Al4	950	1 450	7.40	1.25	0.490	189.72	15.4	铁素体	磁性	力学性能指标均按此国标规定
0Cr25Al5	1 250	1 500	7.10	1.43	0.494	165.96	16.0	铁素体	磁性	
0Cr23Al5	1 250	1 500	7.25	1.35	0.460	216.72	15.0	铁素体	磁性	
0Cr21Al6	1 250	1 500	7.16	1.42	0.520	227.52	14.7	铁素体	磁性	
1Cr20Al3	1 100	1 500	7.35	1.23	0.490	168.84	13.5	铁素体	磁性	
0Cr21Al6Nb	1 350	1 510	7.10	1.43	0.494	165.96	16.0	铁素体	磁性	
0Cr27Al7Mo2	1 400	1 520	7.10	1.53	0.494	162.72	16.0	铁素体	磁性	
HRE（0Cr24Al6Re）	1 400	1 500	7.10	1.45	0.490	165.60	15.0	铁素体	磁性	国标外推荐的产品
0Cr21Al6CoNbRe	1 350	1 510	7.10	1.43	0.494	165.96	15.0	铁素体	磁性	

（1）镍基电热合金

1）单相奥氏体组织，在高温使用时没有组织变化，能保持温度稳定和安全。

2）熔点较高，最高可使用到1 250℃。

3）比电阻（电阻率）较高（在1.1 μΩ·m左右）。在设计电热元件时，可选用较大的规格，有利于延长元件的使用寿命。对中细规格材料，选用相同规格时，电阻率高者节省材料，在电加热炉中占据位置也小。但其电阻率受冷加工和热处理的影响。

4）电阻温度系数是正的，在1 200℃时其修正系数 C_t 在1.08左右。其电阻温度系数可以通过调整合金成分和热处理工艺达到很小，此特点对精密电阻元件更为重要。

5）高温强度高，不易变形和倒塌，元件的布置选择余地大。在900℃时仍有100 MPa的抗拉强度和9 MPa的蠕变强度（后者的条件保温1 000 h，延伸1%，有别于抗拉强度）。

6）高温长期使用后塑性仍很好，仅轻微脆化，便于维修，减少损失。

7）较好的耐腐蚀性。镍和铬都是强耐腐蚀的元素，合金化后更是如此（含硫气氛及某些可控气氛除外）。

8）发射率高。充分氧化后的镍基电热合金其辐射率高，因此，当表面负荷相同时，其元件的温度要比别的材料低。

9）无磁性（低牌号者有弱磁性），这对在低温下使用的器具有利。

10）镍基合金有催化作用，在高温下能促使氨气的分解，起很好的触媒作用而不必担心其中毒。

（2）铁基电热合金

1）单相铁素体组织。充分固溶化、冷却速度合理会得到单纯的铁素体组织。在高温使用时没有组织变化，温度稳定和安全。

2）熔点高，最高可使用到 1 400℃。其 1 400℃是软化点，需添加一些增强高温强度、高温抗氧化、细化晶粒的合金元素和稀有元素来弥补。

3）电阻率高（平均在 1.35 μΩ·m），最高至 1.53 μΩ·m，比镍基电热合金优越，且受冷加工和热处理影响小。

4）电阻温度系数小，在 1 200℃时其修正系数 C_t 为 1.04 左右。这意味着功率比较恒定。

5）密度小（比镍铬合金的小 1 g/cm^3 左右），这意味着制作同等元件时更节省材料。

6）表面负荷高。由于它的允许使用温度高，寿命长，元件的表面负荷也可以高一些，使升温快，也节省材料。例如同是 1 100℃，镍铬合金元件选取 0.8 W/cm^2，而铁铬铝 0Cr25Al5 可选取 1.2 W/cm^2。

7）抗氧化性能好。铁铬铝表面生成的 Al_2O_3 氧化膜结构致密，与基体黏着性好，不易剥落而造成熔融短路。抗渗碳性能也比镍铬合金表面生成的 Cr_2O_3 好。

8）抗硫性能好。对含硫气氛及表面受含硫物质污染时铁铬铝有很好的耐蚀性，而镍铬合金则会受到严重的侵蚀；抗 N_2 和卤族气氛腐蚀性差。

9）高温强度低，蠕变强度也低，长期使用后塑性差，脆性大，易折断。在 900℃时，0Cr25Al5 的抗拉强度才 34 MPa，蠕变强度也只 2.5 MPa（后者条件是保温 1 000 h、延伸 1%）。有别于抗拉强度。

10）铁铬铝丝电阻随其受力情况引起长度变化而变化率较大，这给应变测量领域创造极良好的材料资源，一般它的灵敏度系数都在 2.0 左右，是制造应变片的良材。

11）铁铬铝合金还有一个特殊功能；就是在高温时催化助燃，对汽车尾气等起到强净化作用，这给它的应用展示更宽敞的前程。

以下把高电阻电热合金都简称为电热合金。

2 在国民经济中的作用

电热合金，包括镍基和铁基两大类，在世界上，每年产量也不过十多万吨，占特殊钢也只 0.5%左右，却占电性合金的大部分。由于这两类合金的熔点高、电阻率高、电阻温度系数小、高中低温抗氧化性能好，又能冷加工至很细的各种圆、扁型钢丝，虽然它们的产量比不高，但它们的作用非同小可，和国民经济息息相关，尤其是在电气化加信息化时代更离不开这个基础材料，何况它们又显露出应变测控、催化裂解、燃烧净化尾气等许多时代性功能，它们的用途越来越宽广，其价值也越来越不能低估。

科技和经济迅速发展，电热合金应用范围也不断扩大。其主要用途归纳为如下四类。

2.1 电热元件

1）工业电炉用的电热元件，包括半导体扩散炉、汽轮机轴电热处理炉、陶瓷电烤炉和玻璃钢电热处理炉及各种大型电热管等。

2）家用电热元件。

3）特殊用途的电热元件。例如汽车尾气净化器、核电中子发射材料。

4）电焊条材料。高、中温的化学反应罐、氢处理罐等焊接，都必须使用高质量的电热合金焊条。

2.2 高、中温电阻元件

电热合金具有高熔点、高电阻率、电阻温度系数小、抗氧化能力强，冷热加工性能好，不但用于电热元件，还适用于高、中温电阻元件，是别的类型材料所不及的。例如镍铬类电热合金中加入一些铝、铜、铁、硅、锰等元素，高温退火后，再经中温回火处理，可制作较宽温度范围内的精密电阻，广泛地应用于低、中、高档的各种民用、军用电信系统，温控系统，测控系统等，其稳定性、可靠性、经济性令人满意。调控、制动、补偿等均可。

2.3 应力测量元件

电热合金除具备电热、精密电阻的基本条件外，还具有较高的电阻应变系数，既耐高温、重复性又好，用于制作应力测量元件，例如应变片和应变花等，代替了高价进口应变片和应变花。

2.4 特殊构件

电热合金还具有和人造牙齿材料一致的线胀系数，同时又具有很强的抗腐蚀能力，是用于人造牙穿钉构件的较理想材料。

3 国内外现状

20 世纪 50～60 年代是电热合金发展迅猛的年代。70～80 年代是往外推进联营合作的年代。90 年代是寻找扩宽应用途径的年代。21 世纪初的现在是激烈竞争时期。

在国外，20 世纪 50～60 年代，瑞典、苏联、美国、英国、法国、德国、日本、奥地利等都在努力改进电热合金的生产工艺和工装设备，其产品质量不断提高。镍铬类电热合金名牌为美国的 Nichrome 和 Chromel。铁铬铝类电热合金名牌为瑞典的 Kanthal、苏联的 эи626 和德国的 Megapyr。这些国家的铁铬铝电热丝的快速寿命值在 1 200℃时都在 200～300 h 不等，而镍铬类电热丝在 1 100℃时的快速寿命值在 100～200 多小时不等。其中瑞典非常致力于研究和发展电热合金，从电热合金的成分、性能、寿命和使用于不同温度的品种、规格等都较为齐备。它的铁铬铝合金电热丝快速寿命值高达 449 h（1 200℃时），它的超级康太尔电热棒（烧结型金属棒）使用温度可达 1 800℃。这些国家的镍铬类精密电阻极细丝也都比较好。瑞典康太尔公司于 70～80 年代积极外找合作伙伴，扩大市场。包括中国北京钢丝厂在内的合资联营不下十几家。它在世界各地建立经销代办处不下 40 多处。90 年代中期，瑞典康太尔公司发表公报，其销售额近几十亿瑞典克郎。现在，电热合金在亚洲继续扩展，东南亚在跃跃欲试，印度在认真地打好基础。

国内电热合金的生产有逐步向乡镇企业转移的趋势。20 世纪 60～70 年代兴起的十几家生产电热合金的国企，因种种原因，部分企业陆续停产或转产，其中主要原因是质量难提高，成本降不下来。乡镇企业中，最活跃的数江、浙一带，江苏吕城电热圆丝满地飞，江阴和浙江梅李电热扁丝初露头角，广州南区成为电热合金丝的集散地。原来河南新乡延津千家万户打电炉丝的局面在转移。原研究和生产电热合金，尤其铁铬铝电热合金的大钢、上钢所、武汉冶研所、陕钢所、天津材料所、天津电工合金厂、盐城等都陆续不再生



产铁铬铝。北京钢丝厂为了提高电热合金钢内在质量，特意上马VOD真空处理炉来降低钢中气体和夹杂，上海电工合金厂、崇明岛昆伦合金厂、太原等地继续生产铁铬铝电热合金丝。上海合金厂、沈阳合金厂、大连钢厂、四川花石仪表厂、金川钢厂等地继续生产镍铬电热合金丝。国内年生产电热合金总产4~5万吨（包括出口部分）。

4 发展趋势和展望

随着科技不断进步和经济全球化的进展，电气化深入到世界各个角落，文明生活水平的迅猛提高，对电性合金的需求必然激增。尤其是环保意识增强，对环保、安全、便捷的电能用量急剧增加，电热、电阻、电测、电控、电制动、电信、核电、甚至催化、燃烧净化等都离不开电热合金材料。

电阻合金的发展趋势如下。

1）向高温方向发展。随着航空、航天、航海和交通运输高速发展，对耐热、耐磨、耐氧化、耐腐蚀、耐疲劳材料的要求在提高，同样对电热材料可使用温度的要求也提高。

2）由圆丝向扁丝、宽薄带乃至箔片发展。由于扁丝带的热辐射面积大、热效率高，升温和降温速度都快，适合于快速变温场所，符合节电和节省材料。汽车尾气催化燃烧的环保要求，更需要宽薄带乃至箔片。

3）向高纯度、成分均匀性好、高稳定性方向发展。高纯度是指合金中有害的间隙元素及杂质少，例如氢、氧、氮及硫、磷、锡、铅、砷等夹杂。这些元素破坏晶体结构，降低氧化膜致密度和熔点。成分均匀性指合金元素分布均匀、组织均匀、比电阻也均匀，每批电热丝带的米电阻均匀性一般在5%和4%以内，严格讲应控制在3%和2%以内，甚至部分要求在2%和1%以内。也就是高稳定性需求。

4）向多功能、多用途方向发展。

编写：唐锡世（首都钢铁集团公司）

第 2 章　镍基电热合金

1　镍铬合金的相

1.1　合金状态图（相图）

所谓合金是指两种或两种以上的金属元素或金属元素与非金属元素相互熔合而得到具有金属特性的物质。

相，是指合金中具有相同化学成分、相同性能、相同晶体结构及原子分布统计均匀的部分。例如合金液溶体、固溶体、化合物等。

合金状态图是表示合金在平衡状态下的“组织”——有哪些相以及这些相是如何搭配（例如一种固溶体和另一种固溶体相混合、固溶体和化合物相混合或全部都是固溶体等）。还可以表示在合金成分及所处温度发生变化时，相的类型、数量及搭配关系的变化及其在室温下性能的基本趋向。因此，合金状态图又称为平衡图或相图。

1.2　镍铬合金相图

镍铬二元系相图由［英］泰勒（Taylor）和弗罗德（Floyd）首创，并由许多学者作了补充研究。包括日本的河野充等都给予肯定。具体如图 9.2-1 所示。

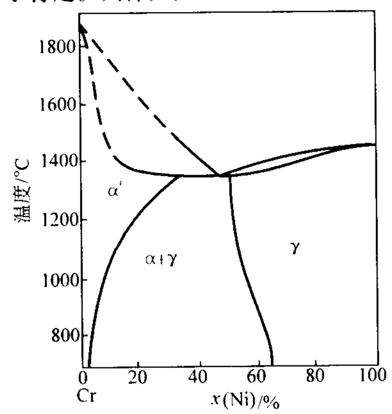


图 9.2-1　镍-铬相图

由图 9.2-1 可见，当温度降至室温时，富镍的 γ 相（即奥氏体相）区域扩展到含铬 w（Cr）= 36%，w（Cr）= 39%处，亦即证明 Cr20Ni80 在室温时是纯奥氏体相存在，即从高温降至室温时没有相变。但河野充等人指出，当缓慢降温至 540℃左右，发现有序化特殊转变过程，这是对过去相图的一种补充。必须指出，镍铬合金的居里点随着铬含量的增加而下降，在铬含量 w（Cr）约为 8%时降至室温。因此，通常 Cr20Ni80 或 Cr15Ni60（余铁）是无磁的。由于氧化或其他腐蚀作用而使铬含量降低，有时可能在贫铬表面层产生磁性。没有磁性，会给电热元件的电控带来方便。

由镍铬二元合金相图，结合表 9.2-1 中所列，镍基电热合金中大部分铬含量 w（Cr）都在 15%～20%，可以看出此类电热合金从高温至室温都为单相的奥氏体组织，中间没有大的组织转变，为其性能的稳定性奠定了良好基础。是理想的电热合金成分区域。而在共晶温度时，镍中可溶解摩尔分数 47%的铬，但在室温至 100℃时，只溶解摩尔分数 25%～27%的铬，即当合金中铬含量 w（Cr）高于 27%时，在缓慢降温过程中，就可能析出另一 α 相，和 γ 相混合在一起，在室温形成双相合金。由于 α 相是具有体心立方晶格的固溶体，较硬和脆，所以成分靠近两相区的合金其脆性也增加，当铬含量 w（Cr）大于 30%，硬度和脆性都大为增高，使其加工极为困难。然而，希望使用温度高，又利用铬含量高而使高温强度高和抗氧化性能好及蠕变极限改善。

2　合金元素在镍基电热合金钢中的作用

2.1　常用物理、化学数据

常见合金元素的常用物理、化学数据见表 9.2-1。

2.2　合金元素与 γ 相区的关系

2.2.1　扩大 γ 相区的元素

1）开启 γ 相区，如镍、锰、钴等，能与 γ-Fe 形成无限固溶体，当合金元素含量超过某一限度后，可以在室温下得到稳定的 γ 相。

表 9.2-1　常见合金元素的物理化学数据

元素符号	元素名称	原子序数	晶型	点阵常数 a	原子半径 /nm	密度（20℃）$/g\cdot cm^{-3}$	熔点 /℃	线胀系数 α_l（0～100℃）$/10^{-6}K^{-1}$	电阻率 ρ（0℃）$/\mu\Omega\cdot cm$	电阻温度系数（0℃）$/10^{-3}K^{-1}$	质量磁化系数 χ（18℃）$/10^{-6}cm^3\cdot g^{-1}$	弹性模量 E /GPa	备注
H	氢	1	密集六角	3.75	0.078	0.9×10^{-3}	-259.04		—	—	-1.97	—	
C	碳	6	钻石立方 六角	3.56 2.46	0.086	2.25（石墨）	3 727	0.6～4.3	1 375	0.6～1.2	-0.49	4.9	
N	氮	7	简单立方	5.66	0.080	1.25×10^{-3}	-210	—	—	—	+0.8	—	
O	氧	8	正交	5.5	0.066	1.43×10^{-3}	-218.83	—	—	—	+106.2	—	
Al	铝	13	面心立方	4.04	0.143	2.70	660.1	23.6	2.66	4.23	+0.62	69～72	
Si	硅	14	钻石立方	5.42	0.134	2.33	1 412	2.8～7.2	10	0.8～1.8	-0.12	115	
P	磷	15	正交	3.31	0.130	白 1.83	44.1	125	1×10^{17}	-0.46	-0.90	—	

续表 9.2-1

元素符号	元素名称	原子序数	晶型	点阵常数 a	原子半径 /nm	密度 (20℃) /g·cm^{-3}	熔点 /℃	线胀系数 α_l (0~100℃) /10^{-6}K^{-1}	电阻率 ρ (0℃) /μΩ·cm	电阻温度系数 (0℃) /10^{-3}K^{-1}	质量磁化系数 χ (18℃) /10^{-6} cm^3·g^{-1}	弹性模量 E /GPa	备注
S	硫	16	正交	10.48	0.104	2.07	115	64	2×10^{23}	—	-0.48	—	
Cl	氯	17	正交	8.19	—	3.21×10^{-3}	-101	—	10×10^{9}	—	-0.57	—	
Ti	钛	22	密集立角	2.95	0.147	4.51	1 677	8.2	42.1~47.8	3.97	+3.2	78.7	
V	钒	23	体心立方	3.03	—	6.1	1 910	8.3	24.8~26	2.8	+4.5	129.5~147	
Cr	铬	24	体心立方	2.88	0.128	7.19	1 903	6.2	12.9	2.5	+2.65	259	
Mn	锰	25	面心四方 面心立方	3.77 3.86	— —	7.43	1 244	37	185	1.7	+9.9	201.6	
Fe	铁	26	体心立方 面心立方 体心立方	2.86 3.65 2.93	0.127 — —	7.87	1 537	11.76	9.7	6.0	铁磁性	200~215.5	
Co	钴	27	密集六角 面心立方	2.51 3.54	0.126 —	8.9	1 492	12.40	5.06 (a)	6.6	铁磁性 (a)	214	
Ni	镍	28	面心立方	3.52	0.124	8.9	1 453	13.40	6.84	5.0~6.0	铁磁性	197~220	
Cu	铜	29	面心立方	3.61	0.128	8.96	1 083	17.0	1.67~1.68	4.3	-0.086	117~126.5	
Zr	锆	40	密集六角 体心立方	3.23 3.61	0.160 —	6.51	1 852±2°	5.85	39.7~40.5	4.35	-0.46	79.8~97.7	
Nb	铌	41	体心立方	3.29	0.147	8.57	2 468	7.1	13.1~15.2	3.95	+1.5~2.28	87.2	
Mo	钼	42	体心立方	3.14	0.140	10.22	2 625	4.9	5.17	4.71	+0.04	322~350	
La	镧	57	密集六角 面心立方	3.75 5.30	0.186 —	6.18	920	5.1	56.8	2.18	+1.04	38.2~39.2	
Ce	铈	58	面心立方 密集六角	5.14 3.65	0.182 0.181	6.90	804	8.0	75.3	0.87	+17.5	30.6	
Ta	钽	73	体心立方	3.30	0.146	16.67	2 980	6.55	13.1	3.85	+0.93	188.2~192	
W	钨	74	体心立方 复杂立方	3.16 5.04	0.141 —	19.3	3 380	4.60	5.1	4.82	+0.284	350~415.3	

2）扩大 γ 相区，例如碳、氮、铜等元素，能扩大 γ 相区，但只能与 γ-Fe 有限溶解，当元素含量较高时，便形成稳定的化合物，因而限制了 γ 相区向右方扩张。

2.2.2 缩小 γ 相区的元素

1）封闭 γ 相区，例如钒、铬、钛、钨、钼、铝、硅、磷等达到一定含量时，使 γ+α（δ）两相区由封闭而最后消失。其中铬、钒与 α-Fe 无限固溶，其余元素都与 α-Fe 有限溶解。

2）缩小 γ 相区，例如锆、铌、钽等元素，由于出现金属间化合物而不能使 γ 相区呈封闭状态，只能使其缩小。

2.2.3 关于这些现象的解释

关于合金元素与铁之间的各种作用，一般认为是由于合金元素的点阵类型、尺寸（原子半径之比）和电化学因素（电子层结构及相互作用）共同作用的结果。

1）点阵类型　原子具有面心立方点阵结构的元素，一般都能扩大 γ 相区；具有体心立方点阵结构的元素，一般都缩小或关闭 γ 相区。

2）尺寸因素　一般情况是，合金元素与铁的原子直径之差在 8% 以下时，才可能形成无限置换固溶体；差值在 8%~15%时，形成有限置换固溶体；差值大于 20%时，则不相溶。

3）电化学因素　从对铁的 γ 相区的作用看，在元素表中同一周期的元素，随着元素原子序数的增高，从缩小 γ 相区类型变化到扩大 γ 相区类型。一般来说，3d 层电子数 < 5 的元素是缩小 γ 相区的，而 3d 层电子数 ≥5 的元素扩大 γ 相区。

例如镍、钴、锰不仅与 γ-Fe 的晶体点阵相同，同时电化学性质很相近（在周期表中位置很靠近），原子半径相差很小，因此它们与 γ-Fe 可以形成无限固溶体，具有开启或扩大 γ 相区的作用。但铜却例外，不能无限溶于 γ-Fe。

碳和氮的原子半径特别小，可与铁形成间隙固溶体，但铁的晶体点阵中的间隙是有限的，故均为有限固溶体。由于 γ-Fe 的间隙尺寸比 α-Fe 大，故碳、氮元素在 γ-Fe 中的溶解度均大于在 α-Fe 中的溶解度。

在缩小 γ 相区的元素中，除铝和硅外均为体心立方点阵，与 α-Fe 相同，但由于大多数元素的原子直径与铁差别



大，故多数形成有限固溶体，只有铬、钒不但与 α-Fe 的点阵相同而且原子半径也很接近，故与 α-Fe 形成无限固溶体，起到缩小或封闭 γ 相区的作用。

铝具有面心立方点阵，但它却缩小 γ 相区，而在 α-Fe 中却有较大的溶解度，其原因有待于进一步研究。

2.3 合金元素在镍基电热合金中的作用

2.3.1 镍在镍基电热合金中作用

镍基电热合金以镍为主，铬次之，添加部分附加元素。

镍是面心立方晶格，具有良好的塑性、展性，同时又有较高的强度。它在空气中不易被氧化，化学性质稳定，仅易溶于硝酸，与硫形成硫化物 Ni_3S_2，又和 Ni 组成易熔的共晶体（$Ni+Ni_3S_2$），沿镍的晶界分布，引起热脆。

镍的原子半径为 0.124 nm，点阵常数 α 约为 0.352 nm，它能和很多元素形成无限固溶体，或在相当宽的浓度范围内形成有限固溶体，这些固溶体有很好的力学性能和物理性能及抗腐蚀性能，在许多酸、碱、热、湿等环境中广泛应用。

含碳在质量分数 0.3% 以下时，碳也存在于固溶体中。但若含碳量超出较多时则可能以石墨形式析出。

液态镍易吸氢和一氧化碳气体，这种气体在结晶时会形成气泡而破坏机体的性能。

正确地脱氧、去硫和除气后的镍，无论是热态或冷态都有很好的属性。

镍在镍基电热合金中是母体，它本身的特性起主要作用。镍的晶体结构是面心立方晶格，即奥氏体晶格，其熔点较高，塑性好，韧性好，室温较硬，高温有一定强度。镍的电阻率比铝、铜大 3～4 倍，线胀系数较小，高温抗氧化腐蚀性好，是很好的电热合金基体材料。但纯镍远不能满足电热材料的要求。

镍又是过渡族元素，和碳不形成碳化物，和铬形成有限固溶体。铬的电阻率比镍高约 2 倍，又由于体心立方铬的加入，引起该奥氏体晶格的强烈扭曲，其物理性能、力学性能和电性能都引起较大变化。人们利用这种性质来创造更多更好的电热、电阻、电性材料，以满足日新月异的科技发展和文化生活的需求。

镍、硅、钴、铝、铜、氮等属于非碳化物形成元素，它们只能溶于铁中形成固溶体或其他化合物。硅不仅不能与碳形成碳化物，反而在碳含量高的钢中促进碳化物分解为石墨。但这些元素在镍基合金中按特定含量要求存在时，能很好地提高镍铬合金的电阻率，减小电阻温度系数，大大地提高电阻稳定性和经年稳定性，为精密电阻合金奠定良好基础。

2.3.2 铬在镍基电热合金中的作用

（1）铬

铬是银白色金属，难熔，熔点 1 903℃，密度为 7.19 g/cm³。

铬是体心立方晶格，很硬，通常的铬很脆，因为其中含有氢、氮和少量的氧化物。极纯的铬却不脆，富有延展性。

铬的化学性质很稳定，在常温下，放在空气中或浸入水中，都不会生锈。铬耐腐蚀，不怕硝酸。

铬和镍同属过渡族元素，铬的原子序数是 24，原子半径为 0.128 nm，而镍的原子序数为 28，原子半径为 0.124 nm，很接近。但铬是体心立方晶格，晶格常数 α 多 2.885，镍是面心立方晶格，晶格常数 α 是 3.52。当铬溶入镍，会引起镍的晶格严重扭曲，19% Cr 的溶入镍，组成 Cr20Ni80 的 Ni-Cr 合金，将镍的电阻率从 0.68 μΩ·m 提高至 1.02 μΩ·m，提高约 50%。当加入 27% Cr 时，电阻率则提高到 1.12 μΩ·m，提高达 65%。这对高电阻电热合金非常有利。

（2）钛、锆、铌、钒、钼、锰及铁

铬和钛、锆、铌、钒、钼、锰及铁，都可与碳作用形成碳化物，被称为碳化物形成元素。这类元素都是过渡族元素，因为它们的原子都有一个未填满的 d 电子层，当这些金属元素任何一个在钢液中和碳结合时，碳首先将其价电子填入该金属元素原子未填满的 d 电子层，形成碳化物。在周期表中，铁左边的过渡族金属，凡离铁越远的，则 d 层电子愈不满，因而与碳的亲和力越强，愈容易形成碳化物，而且形成的碳化物愈稳定。它们由强至弱的排序为：Ti > Zr > Nb > V > W > Mo > Cr > Mn > Fe。

一般认为钛、锆、铌、钒是强碳化物形成元素；钨、钼、铬是中强碳化物形成元素；锰和铁属弱碳化物形成元素。

在合金中若同时存在多种金属元素且它们分别争夺碳时，一般强碳化物形成元素将优先与碳结合形成相应的碳化物。

碳化物的形成，对合金钢强度的提高有一定好处，也有利于电阻率的增加。但镍基电热合金中的铬，如过多地形成碳化铬，则局部将出现贫铬现象，同时，表面氧化膜中如果碳化物过多，将影响它的致密性，容易脆化而剥落，减少电热元件的寿命。这一点对作为铁基电热合金的铁铬铝合金钢也很重要。再说，碳化物的形成，往往存在于局部，将使局部电阻增加而造成局部温度过高的不均匀性增加，这既对电热元件不利，也对精密电阻元件不利。

合金元素与碳形成碳化物的种类较多，按常用晶体点阵形式分为简单点阵和复杂点阵两类。

1）简单点阵碳化物　碳原子半径（r_C）/金属原子半径（r_{Me}）< 0.59 时，形成简单点阵的碳化物，即间隙相。这类碳化物有简单立方点阵的 TiC、ZrC、VC、NbC 和六方点阵的 W_2C、Mo_2C、WC、MoC 等。它们的特点是稳定性高，在热处理时不易溶于奥氏体，也难于参与相变。它们的熔点及分解温度却很高，硬度也很高。其物理性能见表 9.2-2。

2）复杂点阵碳化物　当 $\gamma_C/\gamma_{Me} > 0.59$ 时，不形成间隙相，而形成复杂晶格的碳化物。它是由按照严格规律定位的金属离子和碳离子所构成。铁、锰、铬属于该类型，它们形成 Fe_3C（正交点阵）、Cr_7C_3（三角点阵）和 $Cr_{23}C_7$（复杂立方点阵）等。其特点是：熔点和硬度比简单点阵碳化物低，稳定性也差，易于参与奥氏体相变，即加热时溶入奥氏体，增加奥氏体的稳定性。

值得注意的是：①当钢中有多种碳化物形成元素同时存在时，可形成含有多个元素的复合碳化物，例如在高碳合金中含有 Mn、Cr 的钢会出现渗碳体型的碳化物（Fe、Mn、$Cr)_3C$。②钢中各种碳化物可以不同程度地互溶。影响其溶解度的因素有点阵类型、尺寸和电化性质。若两碳化物点阵类型相同，金属原子外层电子结构相近，原子直径之差在 8% 以下，碳化物之间就能互溶，金属原子之间就可以任意置换。例如 TiC 和 VC 可无限互溶。若上述三个因素中有一个不满足，则碳化物之间只能有限互溶。例如在 Fe_3C 中只能有限溶解铬、钼、钒、钨等元素。又如在 $Cr_{23}C_7$ 中也只能有限地溶解铁、钼、锰、钨等元素。

（3）合金元素在合金钢中的存在与分布



表 9.2-2　简单点阵碳化物的物理性能

金属	碳化物	点阵类型	点阵常数/nm	熔点/℃	显微硬度 (50 g) HB
Ti	TiC	面心立方	$a=0.433$	3 200	2 850
Nb	NbC	面心立方	$a=0.446$	3 500	2 065
Zr	ZrC	面心立方	$a=0.489$	3 550	2 700
V	VC	面心立方	$a=0.413$	2 830	2 100
Mo	MoC	简单六方	$a=0.290$ $c=0.281$	2 700	—
	Mo_2C	密集六方	$a=0.300$ $c=0.472$	2 700	1 480
Fe	Fe_3C	正交晶系	$a=0.452$ $b=0.507$ $c=0.674$	1 650	~800
Mn	Mn_3C	正交晶系	$a=0.452$ $b=0.508$ $c=0.673$	1 620	—
Cr	Cr_7C_3	复杂六方	$a=1.398$ $c=0.453$	1 665	2 100
	$Cr_{23}C_7$	复杂立方	$a=1.96$	1 550 (分解)	1 650
W	WC	简单立方	$a=0.250$	2 600 (分解)	1 780
	W_3C	密集立方	$a=0.298$ $c=0.471$	2 670	3 000

合金元素能否在合金钢中起到预期作用，除了它本身的特性外，还要看它在钢中存在的形式和分布状况。

1）合金元素在钢中的存在形式

① 溶于固溶体　溶入固溶体是它存在的主要形式之一。合金元素溶入 γ-Fe，成为合金奥氏体，例如铬溶入奥氏体的 Ni 中成为奥氏体的镍-铬合金钢。合金元素溶入 α-Fe，成为合金铁素体，例如铬铝等溶入 α-Fe 便成为铁素体铁-铬-铝合金钢。

② 形成具有金属性的化合物　过渡族元素与原子半径小的非金属元素（碳、氮）形成的碳化物、氮化物都具有金属性。碳化物是合金元素在钢中存在的主要形式之一。

当合金元素含量较高时，由于合金元素之间及合金元素与铁之间产生相互作用，形成各种金属间化合物。

③ 存在于非金属夹杂物中　一些较活泼的元素与钢中的氧、氮、硫、硅等形成氧化物、氮化物、硫化物、硅酸盐等非金属夹杂物，例如 CaO、TiO_2、TiN、AlN、FeS、MnS、MnC·SiO_2 等。

④ 自由状态存在　个别的金属元素，例如铜等超过其溶解度以后，将以自由状态存在于钢中。

2）合金元素在钢中（平衡状态）的分布　合金元素在合金钢中分布状况不仅与合金元素本身的特性、含量以及碳的含量有关，而且受热处理工艺条件的直接影响。

在平衡状态下，一般钢的基本组成为奥氏体或铁素体和碳化物。

非碳化物形成元素镍、硅、铝、钴等，基本溶于奥氏体、铁素体中。它们在碳化物中溶解度极小。

碳化物形成元素随钢中元素及含量不同，其分布情况比较复杂，一般可能出现如下情况。①所有碳化物形成元素均应同时存在于奥氏体或铁素体和碳化物中，但较强的碳化物形成元素（例如钛、锆）溶入铁素体甚微；而最弱的碳化物形成元素锰，则将大部分溶入铁素体中。②当钢中碳化物形成元素含量较少，而碳含量足够高时，则它们大部分存在于碳化物中，或者形成合金渗碳体，或者形成特殊碳化物，愈是强碳化物形成元素愈容易形成特殊碳化物，而锰则永远形成合金渗碳体。③当钢中碳化物形成元素含量较高，而碳含量又不足时，则与碳亲和力强的元素首先形成碳化物，其余量则溶入固溶体中；而与碳亲和力较小的元素则全部溶入固溶体中。④少量合金元素与氧、氮等形成一些非金属夹杂物质点存在于钢中。

2.4　镍铬合金的抗拉强度

随着铬元素的加入，使镍基电热合金的抗拉强度迅速提高。室温时，镍铬合金抗拉强度一般都在 750～800 MPa，伸长率为 25%～28%。随着温度的提高，抗拉强度降低。例如在 900℃时，Cr20Ni80 合金的抗拉强度降至 100 MPa，伸长率 22%左右。同样，它们的高温蠕变极限也随温度升高而降低。见表 9.2-3。

表 9.2-3　镍铬电热合金的蠕变极限

牌号＼性能	在下列温度（℃）时的蠕变极限（1 000h，伸长率 1%）/MPa						
温度/℃	600	700	800	900	1 000	1 100	1 200
Cr20Ni30	100	45	20	9	4	1.5	—
Cr15Ni60	80	40	15	9	4	1.5	—
Cr20Ni80	80	40	15	9	4	1.5	0.5

由表 9.2-3 数据可见，镍基电热合金的最高使用温度受到限制。

2.5　镍基电热合金的抗氧化性能

2.5.1　成分与抗氧化性能

镍本身具有较好的高温抗氧化性和高温热强性。把铬加入镍中其合金抗氧化性更强了。图 9.2-2 表示 Cr 加入 Ni 中随 Cr 含量的变化，其氧化物增量变化的情况。

由图 9.2-2 可见，在 γ 单相固溶体范围内，随着铬含量的增加，氧化物增量迅速减少。当铬 w（Cr）含量在 20% 时，氧化增量最小。

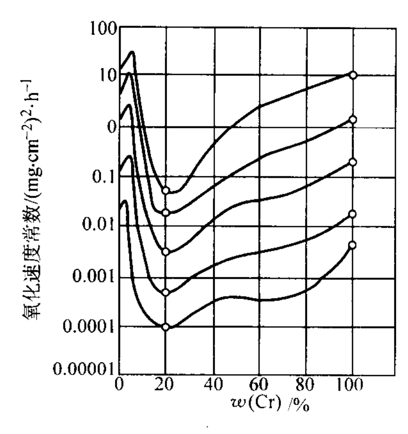


图 9.2-2　NiCr 系中铬含量与氧化速度关系

2.5.2 Ni-Cr 系在不同温度下的抗氧化性能

Ni-Cr 系合金在不同温度下的氧化增重情况如图 9.2-3 所示。

由图 9.2-3 可见，在 γ 单相固溶体范围内，温度越高其氧化增重越多；在不同温度下，随铬含量增加，氧化增量都迅速下降，其下降速率有些差异，1 100℃比 1 000℃的下降速率大，而 800℃、900℃和 1 000℃的下降速度基本一致；氧化增重的最低点，几乎都在铬 w（Cr）含量为 55%左右，而此成分属两相的交界区，其影响因素也较为复杂。同时，由于铬含量高而引起的脆性大，加工非常困难，在实际中不采用。

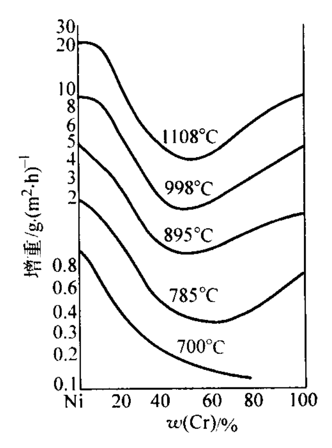


图 9.2-3　在不同温度下 Ni-Cr 系抗氧化性

2.5.3 Ni-Cr 系合金的抗氧化机理初探

Ni-Cr 合金的氧化过程比较复杂。关于 Ni-Cr 氧化机理有如下的理解和分析。

纯 Ni 氧化时，表面由两层构成，两层均为 NiO，但外层发黑，内层发绿。内层是多孔性的，密度比外层小 6%。在 1 000～1 500℃温度范围内，氧在 NiO 中的扩散速度比 Ni 在 NiO 中的扩散速度小得多，因此氧化层扩展主要靠 Ni 离子和电子从金属内向外扩散，通过两层氧化物与外界的氧化合导致氧化层的扩展。同时在内层交界处借外层 NiO 分解时产生的氧，通过多孔的内层 NiO 扩散到金属表面发生如下化学反应：$2Ni + O_2 = 2NiO$，使氧化不断往里扩展。

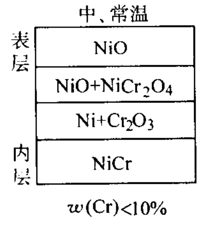
Ni-Cr 合金中，当 Cr 含量 w（Cr）< 10%时，其氧化形成三个层次，即内氧化层中有 Cr_2O_3 的粒子分布，中间层是多孔的 NiO 层，其中有 $NiCr_2O_4$ 分布，外层是紧密的 NiO 层。其氧化过程是这样描绘：外层氧化物 NiO 分解所产生的氧通过中间层多孔的 NiO 与 NiCr 与合金中的 Cr 优先合成 Cr_2O_3，形成内氧化层，而合金的 Ni 离子 + 2e 通过二层 NiO 与外界的氧化合生成 NiO，与此同时，Cr_2O_3 粒子与 NiO 氧化层便发生另一个化学反应：$Cr_2O_3 + Ni + \frac{1}{2}O_2 \rightarrow NiCr_2O_4$ 尖晶石粒子分布在中间层。

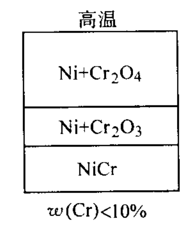
$w(Cr) > 10\%$ 的高铬含量的 Ni-Cr 合金氧化时，氧化膜中的 Cr_2O_3 已形成连续的表面层，因而具有较高的抗氧化能力。

关于 NiCr 合金氧化膜组成与温度的关系见表 9.2-4 和图 9.2-4。

表 9.2-4　Ni-Cr 合金氧化膜组成与温度关系

温度/℃ 层次	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃
外层氧化膜	αCr_2O_3	αCr_2O_3	$NiCr_2O_4$	$NiCr_2O_4$	$NiCr_2O_4$
中层氧化膜	αCr_2O_3	αCr_2O_3	αCr_2O_3	$NiCr_2O_4$	$NiCr_2O_4$
内合金界面上氧化膜	αCr_2O_3	αCr_2O_3	αCr_2O_3	αCr_2O_3	αCr_2O_3（薄层）





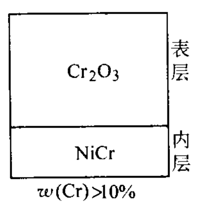


图 9.2-4　NiCr 合金的氧化膜结构

由表 9.2-4 可知，当 w（Cr）< 10%、温度为 600～700℃时，氧化膜由 αCr_2O_3 组成。温度在 800℃以上时，氧化膜由两层组成、外层为 $NiCr_2O_4$，内层为 αCr_2O_3；外层很薄，随温度升高，$NiCr_2O_4$ 逐渐增厚。到 1 000℃以上时，整个厚度由尖晶石型 $NiCr_2O_4$ 所组成，所以氧化增重减缓，氧化速率也下降，这和图 9.2-4 所示一致。当 w（Cr）> 10%时，外层纯粹为 Cr_2O_3 氧化膜。

关于氧化膜理论，金属和合金在高温下都有不同程度的氧化，其抗氧化性能与氧化过程中形成氧化膜的性质有关。不同的氧化膜结构不同程度地阻碍着金属或合金基体的继续氧化，提高其抗氧化能力。

评定金属或合金的抗氧化能力（氧化速度），一般采用氧化前后质量的变化来评定。

若根据质量的增加来测定氧化速度，则采用下式：

$$\Delta G = \frac{g_1 - g_0}{S_0 t}$$

式中，ΔG 为氧化速度，g/(m²·h)；g_1 为带有氧化物的样品质量，g；g_0 为氧化前样品的质量，g；S_0 为样品的表面积，m²；t 为氧化时间，h。

"氧化膜理论"总结了某些金属或合金与氧化膜特性之间的关系，这些关系可作为选择或研制电热合金的参考，概括如下。

1）合金元素的氧化物体积/质量与基体体积/质量之比应大于 1，这样才能保证氧化膜致密。此比值一般在 1～2.5 之间为佳。

2）合金元素所生成的氧化物应具有高的电阻值。几种常见氧化物的电阻率见表 9.2-5。

表 9.2-5　几种常见氧化物的电阻率

氧化物	Al_2O_3	SiO_2	MgO	NiO	Cr_2O_3	CaO	FeO
电阻率/Ω·cm	10^{+7}	10^{+6}	10^{+5}	10^{+2}	10^{+1}	10	10^{-2}



由表 9.2-5 可见，Al_2O_3、SiO_2、Cr_2O_3、NiO 等的电阻率都比 FeO 高，它们的抗氧化能力也比 FeO 高。

3）合金元素的离子尺寸应小于基体金属的离子尺寸，因为其扩散速度快，所以优先生成氧化物，增加抗力、保护基体。见表 9.2-6。

表 9.2-6　几种金属离子的离子半径

金属离子	Fe^{2+}	Cr^{3+}	Al^{3+}	Si^{4+}
离子半径/nm	0.075	0.065	0.050	0.041

由表 9.2-6 可见，Cr、Al、Si 均能有效地提高 Fe 的抗氧化能力，即保护 Fe 基体。

4）合金元素的氧化物生成能应比基体金属的氧化物生成能大。其生成能大的氧化物在热力学上更为稳定，否则将被基体金属还原。见表 9.2-7。

表 9.2-7　几种氧化物的生成热

氧化物	α-Fe_2O_3	Fe_3O_4	FeO	α-Cr_2O_3	α-Al_2O_3	SiO_2
生成热 /J·mol⁻¹	801.8	1 117.9	269.2	1 122.1	1 674.7	812.2

由表 9.2-7 可知 Al_2O_3 最稳定，Cr_2O_3、Fe_3O_4、SiO_2 依次减弱。

5）合金元素的氧化物应具有高熔点，这种氧化物不应与其他元素的氧化物生成低熔点混合物，否则一旦熔化势必导致扩散速度加快，也即加速氧化。

6）氧化物应具有低的分解压和高的升华点。这样才能保证在高温下的物理稳定性。

7）合金元素应与基体金属生成复合氧化物。只有这样才能在整个合金表面上生成完整的氧化膜。

上述生成保护性氧化膜的条件，是假设在基体金属表面仅生成某合金元素的氧化物，而实际中往往是生成合金元素与基体金属的复合氧化物和稀土氧化物呈根须状镶入合金基体的晶界中，它们具有比单合金元素氧化物更强的保护性。

总之，氧化膜的性质与金属及合金的抗氧化性有密切关系。除其组分及氧化过程中形成的类型外，在介质中停留的时间、温度高低及介质的性质等因素对其耐氧化性有不同程度的影响。

2.6　镍基合金的电阻特性

镍铬合金由于"杂质"存在，在高温 750℃左右沉淀出金属间化合物，使合金本身强度提高，同时电阻也升高，这个电阻随温度变化而波动较大，也即电阻温度系数较大，这对电热元件和电阻元件都有不利的影响。因此，不论制造电热元件或电阻元件都应注意这一现象。下面就此现象做些探讨。

2.6.1　Ni-Cr 的电阻与温度关系

图 9.2-5 是典型的 Ni80Cr20 的电阻与温度的关系。由图 9.2-5 可见，Ni80Cr20 合金的电阻与温度的关系是一条曲线；而不是直线。这种"S"型曲线，对电热合金材料容易引起电功率的波动，亦即温度波动较大，对温度要求较严的地方、需要提高温控精度。而对电阻材料尤其是对精密电阻及应变材料就根本不符合要求。

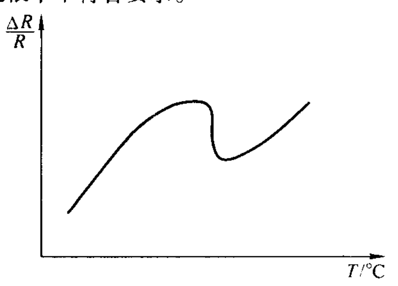


图 9.2-5　Ni80Cr20 $R-T$ 关系图

2.6.2　Ni-Cr 改良型精密电阻材料

由于 Ni80Cr20 合金本身电阻与温度的关系是非线性关系，而其他许多性能又较优越，人们便研究如何改进它。Ni80Cr20 合金加入质量分数为 1% ~ 4% 的 Al 和 Fe，其电阻提高近 20%，而且电阻随温度的变化趋于平缓，这时的 $\Delta R/R$-T 关系曲线如图 9.2-6 所示，它与 Ni80Cr20 合金的 $\Delta R/R$-T 关系曲线的对比一目了然。

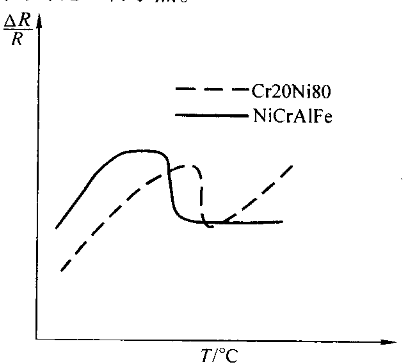


图 9.2-6　NiCrAlFe（卡玛）合金与 Cr20Ni80 合金的 R-T 曲线比较

20 世纪 40 年代有人发现，在 Cr20Ni80 合金中加入少量 Al、Fe、Cu、Mn、Si 等元素，经高温固溶处理后，再进行中温（400 ~ 600℃）时效处理，其电阻变得很高，电阻温度系数变小，甚至由正向负变化，人们把此现象称为"K"状态。在"K"状态下材料是一种不均匀的固溶体，其微观区域成分不一致，一些相同原子聚集在一起，不按一般规律排列，原子间距离缩小，结合力加强，形成微区原子堆，也叫原子偏聚。一般认为只有 100 个原子左右，此种现象却分布在整个材料中，使电子不能绕过它们，只能与它们碰撞增加阻力而作功。同时，这些原子堆之间结合很紧，低温时很稳定。人们正是利用这种"K"状态来达到制造精密电阻的目的。典型的"井"曲线图如图 9.2-7 所示，供参考。

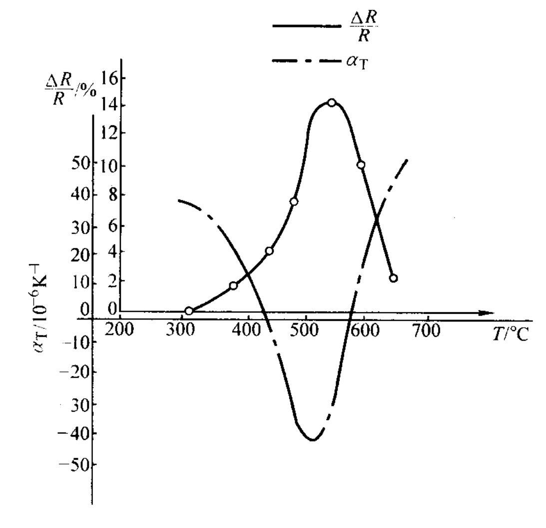


图 9.2-7　典型的 $\frac{\Delta R}{R}$ 与回火温度 α_T 与回火温度关系——"井"曲线

北京钢丝厂生产的 NiCrAlMnSi 精密电阻合金，电阻率高达 1.33 μΩ·m，电阻温度系数为 ≤ 5×10^{-6} ℃$^{-1}$，对铜热电势为 1.0 μV/℃，密度为 8.1 g/cm³，熔点约为 1 400℃，抗拉强度为 950 ~ 1 400 MPa，伸长率为 10% ~ 25%，无磁性。

2.6.3　应变计电阻丝材

用做高温下应变计的合金丝应满足下列要求：

1）温度超过 400℃时具有良好抗氧化性能；

2）电阻温度系数应小；



3）线胀系数应和底件材料相当；

4）具有足够大的应变灵敏系数（≥0.5）；

5）电阻率≥0.5 μΩ·m。

满足上述条件者仅有镍铬和铁铬铝合金。但是实验表明，此两类合金在加热和冷却过程中电气性能不稳定和电阻温度系数偏高，尚不能直接用来制造温度补偿应变计的丝材。

由前述知道，Ni60Cr15 合金和 Ni80Cr20 合金的电阻与温度的关系曲线呈 S 形。Ni60Cr15 合金加热至 500℃时具有很高的电阻温度系数（约为 $150\times10^{-6}K^{-1}$，而 Ni80Cr20 合金也达 $73\times10^{-6}K^{-1}$）。同时，在 500～1 000℃范围内加热时其电阻温度系数缺乏规律性。

Ni80Cr20 合金和 Ni60Cr15 合金的线胀系数约为 $16\times10^{-6}K^{-1}$。

Ni80Cr20 合金中加入少量的 Co、Zr、Ta 时，对电阻率和温度系数影响不大，线胀系数变化也很小。当钴含量 w（Cr）增加到 7%时，20～500℃电阻温度系数明显加大，由 $93\times10^{-6}K^{-1}$ 上升至 $139\times10^{-6}K^{-1}$。

不同铬含量 w（Cr）（由 19.3%至 27.4%），除电阻率从 1.02 μΩ·m 略升至 1.12 μΩ·m 外，其电阻与温度关系曲线十分相近。

添加 V 和 Mo 时，电阻率增加较大，含质量分数为 1.26%V 的电阻率达 1.10 μΩ·m，含质量分数为 3.70%Mo 的电阻率达 1.13 μΩ·m，而前者的电阻温度系数是 $74\times10^{-6}K^{-1}$，后者的电阻温度系数是 $46\times10^{-6}K^{-1}$，线胀系数是 $15.15\times10^{-6}K^{-1}$，有好的影响，但未达到条件要求。

镍铬合金中单独加入 Cu 时改进不大。当含质量分数为 4.8%Cu 时，其电阻率是 1.09 μΩ·m，电阻温度系数减小很少。线胀系数也保持不变。

镍铬合金中单独加入 Al 时影响较大。当含质量分数 4.8%Al 时，其电阻率是 1.41 μΩ·m，电阻温度系数是 $29\times10^{-6}K^{-1}$，线胀系数是 $16.95\times10^{-6}K^{-1}$。可见电阻率增大明显，电阻温度度系数减小也多，但线胀系数增大较多。

Ni80Cr20 合金同时加入铜和铝时，电阻温度系数减小很多，当 Al 含量 w（Al）为 3.45%，Cu 含量 w（Cu）为 2.8%时，在加热温度为 500℃的条件下，其电阻温度系数是 $11\times10^{-6}K^{-1}$、电阻率是 1.22 μΩ·m，线胀系数实际保持不变。

但是，镍铬合金中同时加入铜和铝会使合金的工艺性能变坏，热、冷加工都很困难。因此，在镍铬合金中将 CV 控制在 20%～21%、Al2%～3%，Cu2%～3%，余量为 Ni，作为应变丝材供应条件。

关于高温退火对NiCrAlCu合金的影响，Ni73Cr20Al3.5 Cu2.8 合金试样在 900℃三次重复加热，并在该温度下保温约 10 h，随后以每小时约 200℃的速度冷却至 50℃，用此工艺得到电阻与温度关系曲线如图 9.2-8 所示。

由图 9.2-8 可见，后来加热的曲线比前面加热的曲线的位置高。冷却曲线实际上与加热曲线重合。

电阻随温度变化最高值在 500～600℃区域内。比第二次和第三次加热的曲线位置低。

因此可以说，于 1 000℃下长时间退火对该合金的电阻温度系数变化的影响不大，但会大大减小在加热和冷却时的电阻滞后变化。

2.7 其他元素的影响

碳在合金中可以与 Cr 形成碳化物，对合金的力学性能和抗氧化耐腐蚀都不利。从加工方面来说它使加工遇到困难。在高温时（850℃以上）碳可能把合金中的氧化物还原成 CO，CO 跑出时对合金的氧化膜起破坏作用，例如含质量分数为 0.3%C 的 Ni-Cr 合金在 1 050℃工作时其寿命会下降 1 倍以上。因此在技术标准中规定，Ni-Cr 合金中的碳含量 w（C）不得超过 0.15%。

S 和 P 都为有害元素，因 S 沿晶界形成硫化物共晶体，造成热加工开裂。故要求硫含量 w（S）不应超过 0.02%～0.03%。P 也使合金脆性增高，故其含量 w（P）限定在 0.035%以下。

Mn 的加入对 Ni-Cr 合金力学性能、工艺性能，电学性能均有利，因为 Mn 能大量溶入 Ni-Cr 合金中，有细化晶粒的作用，改善加工性能。同时 Mn 又是 S，O，C 的脱除剂，和 Al、Si 一起对提高 Ni-Cr 合金电阻，降低电阻温度系数，提高电阻的稳定性都起好的作用，一般加入质量分数为 1.5%的锰显得有益。

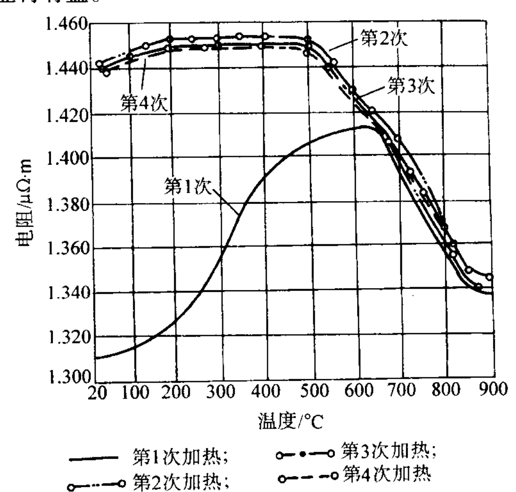


图 9.2-8 Ni80Cr20［w（Cu）质量分数为：Cr20%，Al3.5%，Cu2.8%，余 Ni］**合金在加热和冷却过程中电阻与温度的关系曲线**

Si 加入 Ni-Cr 合金中，除起到脱氧剂的作用外，加入质量分数为 1.3%～1.6%的 Si 可提高 Ni-Cr 合金在急冷急热条件下的工作寿命。Si 和 Al、Mn 含量均在质量分数为 2%以下对提高 Ni-Cr 电阻，降低 α_T，提高电阻稳定性有利。但硅含量过高，增加加工难度，同时对电热材料的氧化膜不利。

稀土元素加入 Ni-Cr 合金中，可以显著地提高其使用温度和寿命。例如 Ni80Cr20 合金在 1 000℃的快速寿命试验值为 100 h 左右，而加入以铈为主的混合稀土后的快速寿命试验值可成倍地提高。当加入的质量分数为 0.35%～0.5%时，Ni80Cr20 合金的使用温度可达 1 200℃。此种合金丝在 1 100℃ 快速寿命试验值多达 400 多小时，而在 1 200℃快速寿命试验值也可达 100 多小时，即比不加稀土的提 2～4 倍。

在 Ni80Cr20 合金中加入少量 Fe、Co、Mn、Nb 及微量的 Ca、Al、稀土铈，可使合金在还原性气氛或含一般 S、Cl 气氛中稳定工作。

在 Ni80Cr20 合金中加入 Si、Al、Zr、Ba、Ce、Fe，可以使合金的工作温度从 1 200℃提高到 1 250℃。

编写：唐锡世（首都钢铁集团公司）



第 3 章 镍基电热合金的成形与加工

1 镍基合金的热加工

1.1 镍基合金坯料的外观质量

镍基合金在冶炼成锭坯过程中，吸气（包括氢、氮、氧）容易。如果冶炼后期脱氧不良，除气不力，铸锭过程中保护不好，都会造成镍基合金钢中气体含量过高，夹杂物多，在热锻、热轧时脆裂严重。尤其合金中含（N）量高时更是这样，有时与过烧区别不开。而含（H）量高时，铸锭表面皮下气泡多，电渣重熔的合金钢锭底部和侧身多有气孔，钢锭内部局部疏松，造成横裂较多。合金中含（O）过多，间隙相和氧化物多，变形抗力不一，也容易开裂。

为了避免镍基合金钢中气体过高，实际中，大吨位冶炼时，往往采取钢包除气精炼和保护浇铸。而小吨位冶炼时，可采取真空中频感应炉熔炼或氩气保护的电渣重熔冶炼方法。当然，这些方法都要增加一定成本费用。

由于镍基合金基本上都是高合金，浇注时钢水黏稠，流动性较差，往往浇注出来的钢锭表面粗糙，有气泡、鳞皮、挂渣、夹渣、飞翅、凹坑、结疤等，这些缺陷在热加工入炉前都应修理清除（车、铣、刨、铲平等）干净。否则会给后步加工带来无穷后患。

1.2 影响镍基合金加工的内在因素

除去上述气体问题和表面质量问题外，还常因冶炼条件（例如废钢、辅料、环境）使钢中残留一些元素，例如钛、铁、铝、钴、钼、硅、硫、磷等，有些元素和基体形成少量稳定的金属间化合物，有的因 Fe 的存在可使钛、铝的溶解度降低，尤其在 750℃附近更是这样。金属间化合物的增加，随着加热保温时间延长而沉淀硬化，使合金强度增加；Ni-Cr 合金中碳含量高时，长时间的加热和保温，有可能析出碳化铬相，也会给热加工带来困难。

从 Ni-Cr 合金相图可知，铬含量越高，越接近两相区，不但硬度增高，脆性也增大，热导率却减小，硅含量高时也使合金强度增强。

Ni-Cr 合金的热导率仅是纯铁的 1/5［纯铁的热导率是 66.989W/（m·K），Ni-Cr 合金的热导率是 12.560 W/（m·K）］，即同样大小的工件，如果加热到同样的温度，里外温度基本一致时所需的时间，Ni-Cr 合金要比纯铁高 5 倍多。

1.3 Ni-Cr 合金的加热制度

由上述可知，Ni-Cr 合金钢锭或坯料的加热要求严格。由于热导率小，升温速度必然缓慢，猛火快烧势必造成里外温差太大，热应力也大，外表晶粒容易过粗，于热加工不利。其二是硬化相的存在，要求温度要高，使合金中硬化相充分溶解，但又不能过烧。其三是沉淀硬化的析出，要求加热和保温时间都不能过长，如果因设备故障或准备不足而拖延时间，必取采取临时紧急措施，不能长时间搁置在高温炉中不管。对 Ni-Cr 合金，冷钢锭入冷炉的加热升温速度以 4～5℃/min 为宜，900℃以上可为 250℃/h。钢锭的锻造加热温度一般不超过 1 280℃，开锻温度 1 260℃，保温时间 100 min 左右（视钢锭尺寸大小而定），二火保温时间 30 min 左右。终锻温度在 850℃以上。降温以垛空冷，速度约 150～200℃/h 为宜。

如果 Ni-Cr 合金锭是热送，其自身温度已在800℃左右，升温至 1 260℃需 80 min 左右，保温也要 100 min 左右。

轧制前的加热制度也是相当重要的。如果是钢锭热轧开坯，其加热制度和锻造时的加热制度一致。如果是锻坯轧制，因其坯料尺寸较小，相应的升温时间、保温时间可较短。但也看加热炉容积，坯料堆码量和层次而变化。例如 34 方或 58 方，在炉中堆码几堆，每堆 4～6 层，那么在 850℃以前的冷坯入冷炉则以 50℃/h 升温，而在 850℃以上可以 60℃/h 速度升温。保温温度 1 240℃，保温时间约 1 h，开轧温度 1 220℃，终轧温度不低于 800℃。

Ni-Cr 合金正常金相、过热金相组织和过烧外貌图像及钢锭底部气孔照片如图 9.3-1～图 9.3-4 所示，供参考。

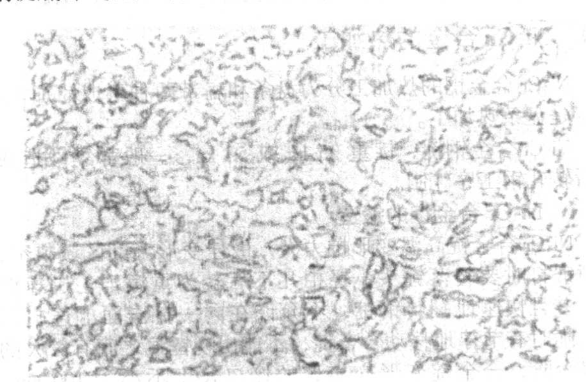


图 9.3-1 $Cr_{20}Ni_{80}$元件热处理后的正常组织结构（×100）

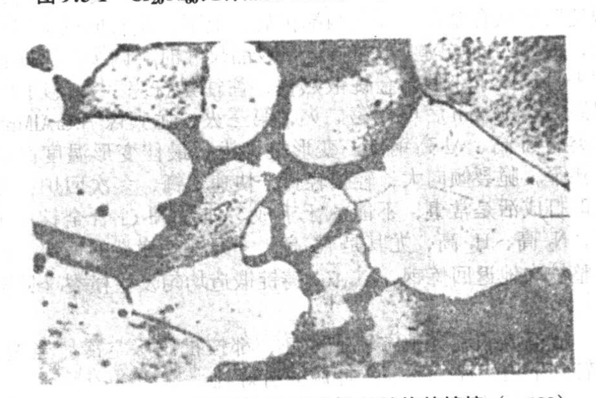


图 9.3-2 $Cr_{20}Ni_{80}$元件过热产生组织结构的熔接（×100）

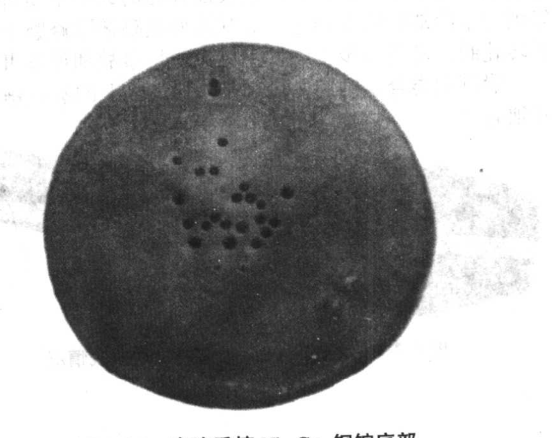


图 9.3-3 电渣重熔 $Ni_{80}Cr_{20}$钢锭底部因渣料潮湿产生的气孔情况 2.5:1

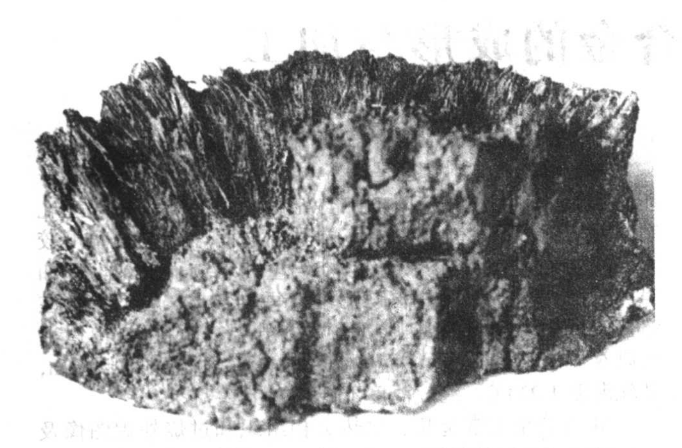


图 9.3-4 $Ni_{80}Cr_{20}$锭在锻造前加热过烧情况（锭下半部）1.25:1

1.4 Ni-Cr 合金的热加工

Ni-Cr 合金钢的热加工分为盘条和扁带两种半成品加工，重点是盘条热加工。

Ni-Cr 合金钢锭，锭重 25 kg 或 50 kg，一般都经锻造成坯后转轧钢工序轧制。

1.4.1 Ni-Cr 合金锭的锻造

Ni-Cr 合金锭高温变形抗力大，最佳变形温度区域狭窄，开锤锻打时要轻落锤头，轻拍几下后转为重锤均匀迅速锻打，并且快速地翻转钢锭，不允许在同一打击面上连打三锤，随时有节律地移动合金锭，不能出现锤痕之间有较大的过渡台阶，合金锭变形交接处的接口长度不小于 100 mm。因为锻造加工是上下受压变形、左右、前后受拉变形，所以锻造时宜从合金锭中部向两端扩展，上下、左右形成十字交替，促使四面均匀变形。接近半成品尺寸时，调头，纵向梳理平直。由于小型合金锭散热快，往往是打完一头就回炉，保温 20~30 min 后再打第二火，第三火。尤其像 NiCrAlMnSi 之类的 Si 高、Al 高钢锭，变形抗力大，最佳变形温度区域更狭窄，脆裂倾向大，轻拍轻打，快速上锤，多次回炉，多火锻打成活是常事，不能急于求成。如果 Ni-Cr 合金锭中 C 高，N_2 高，H_2 高，尤其是 N_2 高，一开锤就崩裂的钢锭，只有整炉次地返回炼钢，$Ni_{80}Cr_{20}$ 铸锭锻造均匀发生横裂（见图 9.3-5）。

锻打成的半成品方坯或圆坯，都按批码垛空冷。当然，红转到下道工序，对节约能源大有好处。

但锻打的半成品表面需要修磨，头尾也要将缩孔、开裂等缺陷切除干净。有时对红热表面存在的缺陷不易辨别，要等到完全冷却后检查判定，对其表面缺陷铲除修磨干净才能下转轧制，避免后步工序发生更大质量事故和设备事故。

锻打此类合金钢锭，最好是 10 kN 以上的蒸汽锤，锻打必须有劲。

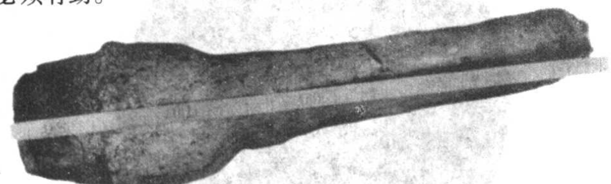


图 9.3-5 锻造 $Ni_{80}Cr_{20}$ 铸锭易发生横裂情况

1.4.2 Ni-Cr 合金的热轧制

Ni-Cr 合金的热轧制，有承接锻造的方坯半成品（多为方坯），也有承接真空感应炉直接浇注的圆锭或经过电渣双联冶炼的圆锭。尽管来路不同，却要求热轧出盘圆或带坯，以供后步加工电热、电阻元件的需要。

（1）轧制设备

由于电热、电阻元件多是采用圆丝或扁带制作，因而要求对 Ni-Cr 合金轧成盘圆或带坯。目前除用锻锤开坯外，还有用初轧机开坯，再用成品轧机轧出盘条或带材。根据电热合金锭重一般都较小，所用的开坯机为 ϕ500 或 ϕ400 轧机，而 ϕ300 为中轧，ϕ200 为成品精轧机。现在电热丝、带有增加盘重、加宽和展薄的趋势，加上提高生产效率、降低消耗和成本、提高质量的要求，要求轧机上档次、提高轧制速度有上升趋势，摩根 45°精轧机或最新改进 Y 型无扭、无张、可调、全线压应力变形轧机等提到日程。

（2）轧制操作要点

对合金锭加热温度比方坯要高，时间稍长，保温要足够，使其里外温度均匀一致，但又不能过烧。为避免煤焦油黏着物，尽量不采用天然煤加热，要尽量采用重油或天然煤气或电加热；大的加热炉应明确分低、中、高温段。

如果在轧制过程中因轧机发生较大故障，必须把炉温降到下限以内，不可在上限保温等待。

含 Cr 偏高的 Ni-Cr 合金钢终轧温度不能低于 800℃，因为低温加工的变形抗力很快加大，开裂倾向也在增加。例如 $Ni_{80}Cr_{20}$ 合金和 Ni60Cr40 合金就不能一样对待。

（3）轧制孔型设计探讨

如果将铁基和镍基两类电热合金放到一块考虑，会给孔型设计带来很大困难。

由生产实践得知，对合金锭的轧制要比方坯难，当钢锭已锻成或轧制开坯成方坯后，进一步的轧制就较为容易。

由于 Fe-Cr-Al 类铁素体钢的热导率低，高温下晶粒长大倾向大，脆性也大，升温不宜快，加热温度也不宜太高。Ni-Cr 类奥氏体钢的热导率小，虽然脆性小，但变形抗力比较大，这些特点决定了它们的局部变形宜小，整体变形要均匀，以避免层间或块间应力过大而产生断裂。这就给热轧孔型设计提出如下特殊要求。

1）钢锭开坯时，前两道变形量宜小，各道次的延伸系数都不能太大。头两道延伸系数在 1.1 左右，后面的道次延伸系数也只在 1.2~1.3 之间。必须指出，过大的延伸系数会给轧制质量带来不稳定，对 Fe-Cr-Al 合金更是如此。

2）在孔型设计时，合金锭开坯的头两道应尽量避免锐角。因为锐角降温快，易开裂，也易出折皱。采取圆弧曲面过渡，即方弧或箱弧孔型，再进入立箱，扁箱、立箱、菱孔至方孔等。其孔型如图 9.3-6 所示。

3）由于电热合金的摩擦系数比高碳钢大，在设计轧辊孔型时可采取较小的咬入角（一般控制 20°以内）。

4）FeCrAl 类电热合金在高温 1 200℃时塑性较好，常说比 Ni-Cr 合金软，但也易出“耳子”。因此，在孔型确定后，加热制度、辊缝的调整、导卫的装配和调整成为关缝。

5）采取方弧、箱弧、六方、棱、方、椭、圆等混合式孔型结构，是多年生产实践的总结。

6）必须重视对合金锭、立坯、盘条表面各种缺陷的精整。

轧制方坯和盘条的典型缺陷如图 9.3-7~图 9.3-9 所示。



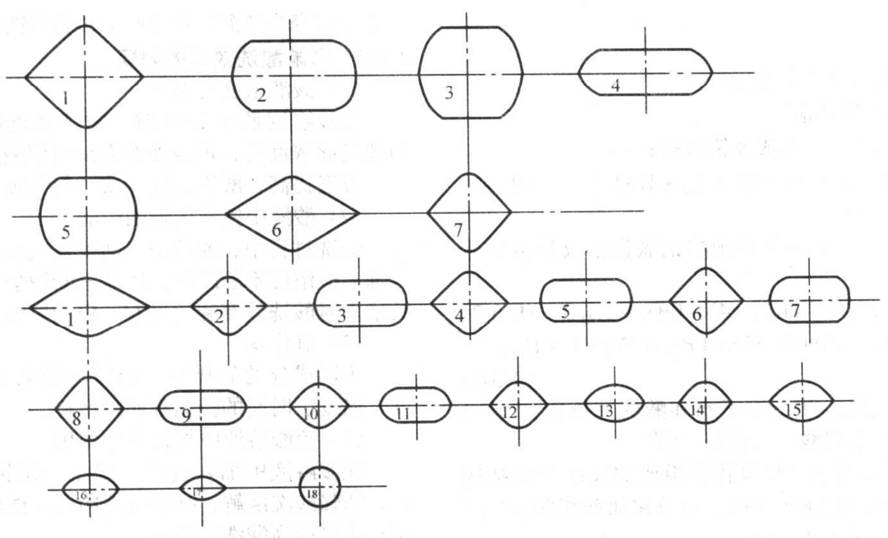


图 9.3-6　电热合金热轧孔型系列

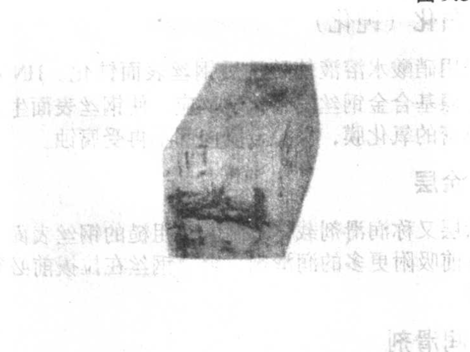




图 9.3-7　方坯缩孔和杂质皱裂情况

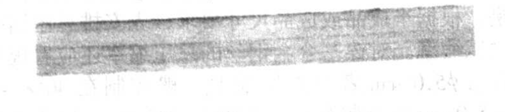




图 9.3-8　盘条表面折叠情况

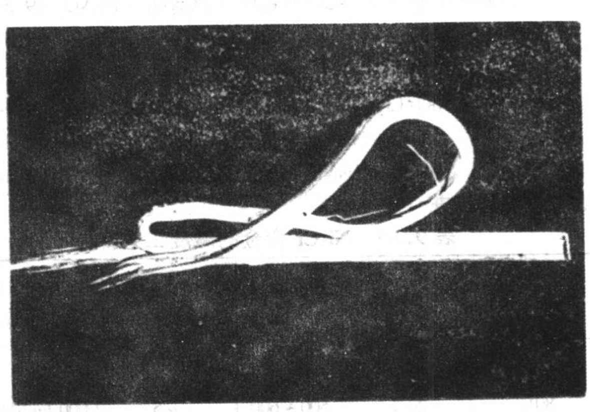


图 9.3-9　盘条头部劈裂情况

2　Ni-Cr 合金的冷加工

2.1　拔丝冷加工工艺

Ni-Cr 合金的冷加工成品分为丝和带。本文重点是丝的冷加工，其拔丝冷加工工艺流程如图 9.3-10 所示。

由于热轧 Ni-Cr 合金盘条终轧温度各异，加上没有在线退火，造成盘条的晶粒度大小不一及热应力，加上其表面一层致密的氧化皮，甚至带有各种各样的表面缺陷，除严重的表面缺陷需特别精整外，一般不宜直接拉拔。

盘条热处理（退火）的目的，是将其合金丝材加热至再结晶温度以上 40℃左右，使其重新结晶，消除热轧残存应力，提高塑性，促进晶粒均匀一致，为拔丝加工创造良好条件。

越来越多厂家采用连续式热处理炉，只是它的造价必须有规模产量相匹配。

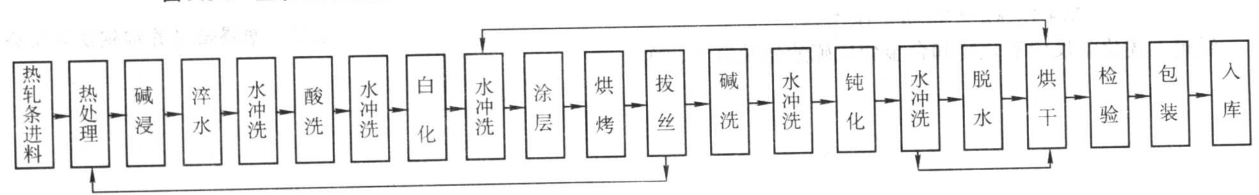


图 9.3-10　Ni-Cr 合金丝的冷加工工艺流程



2.2 碱浸

碱浸是退火后酸洗前的预处理。

2.2.1 碱浸过程的化学反应

1）Cr_2O_3 与 NaOH 反应生成亚铬酸盐：

$$Cr_2O_3 + 2NaOH \rightarrow 2NaCrO_2 + H_2O \qquad (9.3\text{-}1)$$

亚铬酸钠不溶于水。

2）亚铬酸钠被空气中的氧和硝酸钠氧化生成易溶于酸和水的铬酸钠：

$$4NaCrO_2 + 3O_2 + 4NaOH \rightarrow 4Na_2CrO_4 + 2H_2O \qquad (9.3\text{-}2)$$

$$2NaCrO_2 + 3NaNO_3 + 2NaOH \rightarrow 2Na_2CrO_4 + 3NaNO_2 + H_2O \qquad (9.3\text{-}3)$$

通过以上化学反应，使不溶于水和酸的三价铬（Cr^{3+}）通过氧化生成易溶于水和酸的六价铬（Cr^{6+}）。

3）亚铬酸盐即由氧化铁和氧化镍组成的尖晶石型结构的化合物（$FeO\cdot Cr_2O_3$ 和 $NiO\cdot Cr_2O_3$）及氧化亚铁和四氧化三铁，被空气中的氧和硝酸钠氧化：

$$2FeO\cdot Cr_2O_3 + NaNO_3 \rightarrow Fe_2O_3 + 2Cr_2O_3 + NaNO_2 \qquad (9.3\text{-}4)$$

$$4FeO\cdot Cr_2O_3 + O_2 \rightarrow 2Fe_2O_3 + 4Cr_2O_3 \qquad (9.3\text{-}5)$$

$$2NiO\cdot Cr_2O_3 + NaNO_3 \rightarrow Ni_2O_3 + 2Cr_2O_3 + NaNO_2 \qquad (9.3\text{-}6)$$

$$NiO\cdot Cr_2O_3 + O_2 \rightarrow 2Ni_2O_3 + 4Cr_2O_3 \qquad (9.3\text{-}7)$$

$$2FeO + NaNO_3 \rightarrow Fe_2O_3 + NaNO_2 \qquad (9.3\text{-}8)$$

$$2Fe_3O_4 + NaNO_3 \rightarrow 3Fe_2O_3 + NaNO_2 \qquad (9.3\text{-}9)$$

2.2.2 碱浸工艺（表 9.3-1）

表 9.3-1 Ni-Cr 合金的碱浸工艺

溶液成分 /%		溶液温度 /℃	浸泡时间 /min	每罐开盖一次被浸盘条数量
NaOH 80%（约 1 600 kg）	$NaNO_3$ 20%（约 400 kg）	500～600	3～5	2 000 kg 以内

2.3 酸洗

Ni-Cr 合金钢盘条的酸洗是在碱浸处理之后部分氧化皮剥离的基础上进行的。

2.3.1 酸洗方法

酸洗是酸与金属及其氧化物发生化学反应的过程。酸洗的基本方法是在硫酸或盐酸的水溶液中进行。Ni-Cr 合金钢盘条主要采用硫酸水溶液加入一些食盐，在酸洗槽中加温至 80℃进行的。对极难去除氧化皮的 Ni-Cr 改良型合金才用三酸（王水）或氢氟酸水溶液进行酸洗。

2.3.2 酸洗化学反应

碱浸处理后的 Ni-Cr 合金钢盘条，与硫酸水溶液（温度 50～80℃）接触后，硫酸与 Ni-Cr 未剥落氧化物及机体发生如下化学反应：

$$Cr_2O_3 + 3H_2SO_4 \rightarrow Cr_2(SO_4)_3 + 3H_2O$$

$$Cr + H_2SO_3 \rightarrow CrSO_4 + H_2\uparrow$$

$$NiO + H_2SO_4 \rightarrow NiSO_4 + H_2O$$

$$Ni + H_2SO_4 \rightarrow NiSO_4 + H_2\uparrow$$

经过上述化学反应氧化物和合金变成硫酸盐及氢气，而合金中铁变为硫酸亚铁 $FeSO_4$ 和硫酸铁 $Fe_2(SO_4)_3$ 等。

2.3.3 影响酸洗效率的因素

（1）酸液浓度与温度

硫酸浓度低于 23% 时，酸洗速度随浓度升高而加快。当超过此浓度后，再增加浓度反而使酸洗速度减慢。

温度提高，酸洗速度加快，但无极大值。

（2）酸液中铁盐含量的影响

酸洗过程中，酸液中不断生成硫酸亚铁，随着酸洗量的增加，酸浓度不断降低，铁盐不断增加。酸溶液中铁盐含量的增多对酸洗效率和效果有一定的影响。

（3）氧化皮

不同成分的氧化膜，给酸洗带来不同的难度，酸洗浓度、温度、时间的控制都非常严格。

（4）硫酸溶液中加食盐的作用

硫酸溶液中加入食盐主要是当缓蚀剂，另外是生成盐酸，加强酸洗溶解，减少酸洗印迹，洗出钢丝表面较洁净白亮；还可提高酸洗液的活性。

2.4 白化（钝化）

采用硝酸水溶液使酸洗后钢丝表面钝化。HNO_3 在常温下能与镍基合金钢丝发生化学反应，使钢丝表面生成一层薄薄且致密的氧化膜，保护金属内部不再受腐蚀。

2.5 涂层

涂层又称润滑剂载体，附着在粗糙的钢丝表面，使拉拔进模具前吸附更多的润滑剂。合金钢丝在拉拔前必须经过涂层处理。

2.6 润滑剂

拉拔用润滑剂的作用是在钢丝和模孔内壁之间形成一层润滑膜，将钢丝和模壁隔开，减少摩擦，保证正常拉拔。

2.7 镍基电热合金钢丝的拉拔

2.7.1 拔制工艺的确定

拔制最重要的问题是合金钢丝表面的划伤。其影响因素除来料表面质量、热处理质量、酸洗涂层和润滑剂质量以及模具质量外，还有拔制的道次压缩率和总压缩率安排。一般原则是，根据半成品或成品尺寸要求，先安排总压缩率后分配道次压缩率。对镍基合金钢丝的总压缩率还应看规格和组距，即 ≥ϕ5.0 mm 者其总压缩率一般控制在 40%～60%；ϕ2.0～5.0 mm 者控制在 60%～80%；ϕ2.0 mm 以下者控制在 75%～90%左右；细丝控制在 90%～95%。

2.7.2 拉拔 Ni-Cr 合金钢丝应注意的问题

1）裂头丝必须切净，盘条必须理顺，不绞线。

2）对焊应高温强挤出圆饼，焊缝要磨平，不得留有焊渣、焊瘤。

3）大、中规格连拔机必有水冷模套。

4）涂层不能太厚。

5）润滑粉必干燥。

编写：唐锡世（首都钢铁集团公司）



第 4 章 Fe-Cr-Al 铁基电热合金

1 铁铬铝合金的相

1.1 铁铬铝合金相图

铁铬铝合金系在室温时的相图如图 9.4-1 所示，而在高温 1 150℃淬火状态下的相图如图 9.4-2 所示。

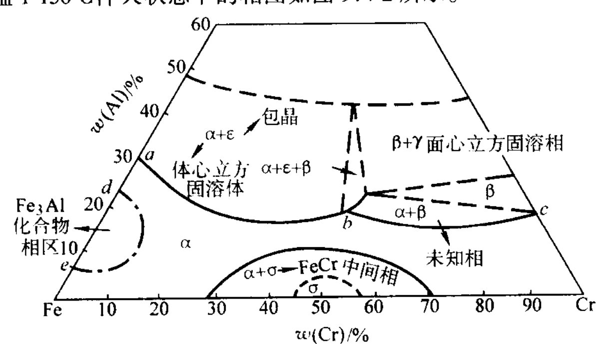


图 9.4-1 Fe-Cr-Al 系相图（室温相图）

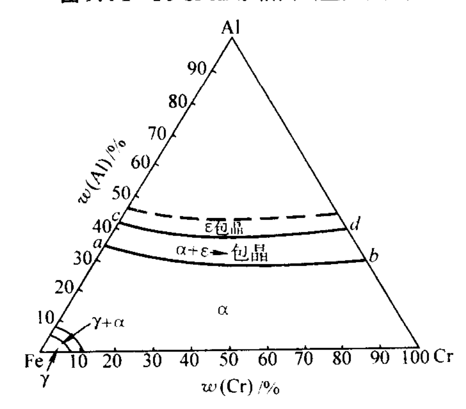


图 9.4-2 Fe-Cr-Al 合金相图（自 1 150℃淬火状态下）

由 Fe-Cr-Al 三元系相图，我们可以看到：

1）Fe-Cr-Al 三元固溶体的存在区域以 *ab* 为界。

2）铬和铝均为立方晶格，它们能使 α-Fe 晶型稳定。Fe-Cr-Al 三元系铁角内的合金结晶时，铬和铝含量可在很大范围内呈三元固溶体状态。

3）三元系中的 σ 相（Fe-Cr 中间相）在合金中沿化合物 FeCr-Al 的剖面扩展到 10% Al（质量分数）处（三元系中的铝角）。

4）Fe 与 Cr 在液态能相互溶解，在结晶过程中形成相互连续的一系列固溶体 β、Θ 及 σ 三个相［x（Cr）=40%～51%之间］。

5）Fe 与 Al 在液态下能以任何比例相互作用。铝在铁中溶解度达质量分数为 34%，并有 FeAl、Fe_3Al、$FeAl_3$ 化合物存在。

6）至 1 650℃时，液态的铬及铝不断地互相溶解，但铬在铝中形成固溶体的范围是极窄的。当合金中的铝含量 w（Al）< 17% 时，铝能同铬形成固溶体。当 w（Al）> 17%时，便形成一系列包晶。

不少研究者指出，合金中如有中间化合物析出，这时合金强度要增高，电阻下降。如果有 σ 相等多相存在时，Fe-Cr-Al 的塑性急剧下降，在冷态时变得很脆。据此，Cr 尽可能控制在质量分数 25%以下，Al 控制在质量分数 6%以下，才能减少多相发生，尤其是冶炼成分缺乏均匀化手段时容易出现。而尽管 Fe-Cr-Al 合金成分炼得很均匀时，仍不可避免地在 800℃和 475℃左右有个特殊转变。这个现象在研究 Fe-Cr-Al 应变材料时得到证实，它对塑性尤其是 Fe-Cr-Al 的电阻特性有所影响。它打破了起初认为 Fe-Cr-Al 的 α 单相固溶体在使用温度范围内无组织结构变化的认识（详见组织结构变化一节）。

1.2 合金元素的影响

一般来说，具有与母体相同的晶格类型且原子半径接近的合金元素，可无限地溶入并扩大母体相区。相反，它们将与母体形成有限地溶入并缩小母体相区。例如 Fe-Cr-Al 合金中常用的铬、钼、锆、铌、钒、钽等，都与铁母体一样具有体心立方晶格（在高温和室温时，Fe 为体心立方晶格），因此，它们有助于 α-Fe 固溶体的稳定性。而镍、锰、钴、镧等都是面心立方晶格，只能有限地溶入并有缩小 α-Fe 相区的作用。铝虽然是面心立方晶格，但它和铬在一起却大大地加强了 α-Fe 的稳定性。钛是密集立方晶格，少量溶入可提高 α-Fe 的稳定性。碳、硅等非金属元素属钻石立方，对 α-Fe 稳定性不利。磷、硫属正交型晶格的非金属杂质，在晶界引起热脆。氮是简单立方，少量渗入可加强 α-Fe 高含量易引起异常氧化和脆化。氢、氧和氯是间隙元素。对 α-Fe 不利。

1.3 Fe-Cr-Al 的熔度图

铝是低熔点元素，加铝于铁或铬中，会使铁或铬的熔点大大降低。N·N·柯尔尼洛夫作出含质量分数为 0～100% Cr 和质量分数为 0～60% Al 的 Fe-Cr-Al 熔度图如图 9.4-3 所示。由此图可见，在与 Fe-Cr、Fe-Al 及 Cr-Al 诸二元系固溶体连着的三元系内很大一部分合金在结晶时形成三元固溶体 $α_3$。面 *BCDA* 是三元固溶体结晶开始的面，*BFEA* 则为结晶终了的面。

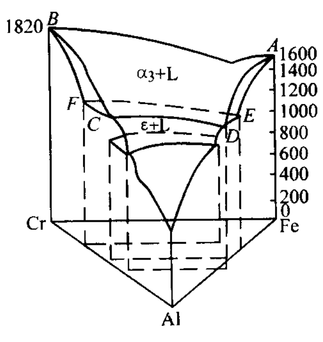


图 9.4-3 FeCrAl 三元系熔度图
（三元固溶体 $α_3$ 的结晶面）

铁铬铝系三元固溶体液面的熔度等温线投影图如图 9.4-4 所示。它不仅表示了三元固溶体熔点的变化与成分的关系，而且只要知道其成分便能决定该合金的熔点，因此，它对决定合金熔化及浇注温度是极有用的。

1.4 铁铬单边空间平衡图

由柯氏的 Fe-Cr-Al 系 Fe-Cr 单边空间平衡图 9.4-5 可明显看出：三元固溶体的结晶区域；σ 相和 $α_3$ + σ 相扩展范围以及固态中 α⇆γ 转变的范围；呈倾斜面的磁性转变境界与磁性合金和非磁性合金的存在范围。就 α⇆γ 来说，铁铬合金



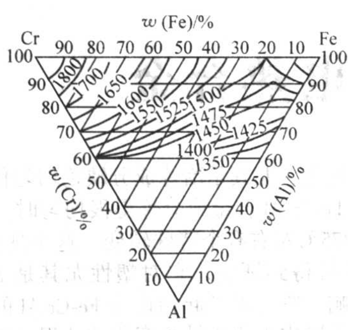


图 9.4-4　Fe-Cr-Al 系液相面等温线

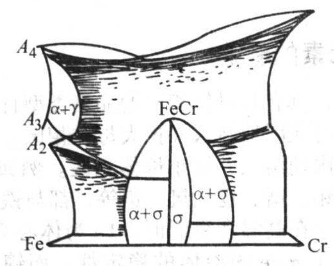


图 9.4-5　Fe-Cr-Al 三元系 Fe-Cr 侧空间平衡图

A_4—1 390℃为 γ-Fe⇌δ-Fe 同素异型转变点；

A_3—910℃为 α-Fe→γ-Fe 同素异型转变点；

A_2—769℃为铁素体磁性转变点

中加入碳，可大大地改变 γ 区境界线位置。如果在含微量碳的 Fe-Cr 合金中，γ 区的边界在质量分数为 13%～14%的合金处。当含有质量分数为 0.4% C 时，γ 区的边界线移到含铬 w（Cr）为 30%的合金旁。因此，Fe-Cr-Al 中碳的含量越低越好。而含镍较高的 Fe-Cr-Ni-Al 合金［w（Ni）为 20%～30%］便成了面心立方晶格的 γ 形态的铁基固溶体。

Fe-Cr-Al 合金正常断面金相照片如图 9.4-6 所示。

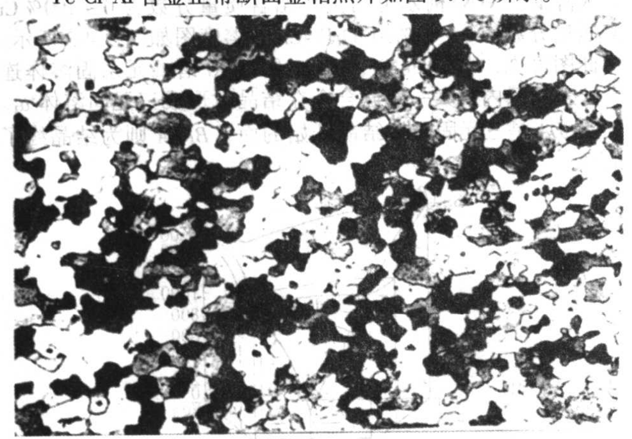


图 9.4-6　0Cr25Al5 丝热处理后正常组织结构（×300）

1.5　Fe-Cr-Al 三元合金组织结构的变化

前人认为常用 Fe-Cr-Al 电热合金为单相 α（铁素体）固溶组织，不存在组织结构的变化。但经后来许多研究者发明，Fe-Cr-Al 合金从升温至高温和从高温冷却至室温的整个过程中都存在着电阻可重复性变化。图 9.4-7 是较典型的电阻-温度关系图。

对图 9.4-7 曲线的变化可作如下解释：淬火状态的 Fe-Cr-Al 合金在加热过程中，温度上升至 300℃附近，电阻显著增高是因为同类原子偏聚即“K”状态形成的结果。温度继续升高，电阻逐渐下降，“K”状态逐步解除以至消失，475℃电阻下降至最低点。R.O.Williams 指出，475℃时有 α′［Fe-70%～80%Cr（质量分数）］富铬相析出，形成 α＋α′两相平衡，引起 475℃脆性。当温度升高到 520℃时，发生 α′→

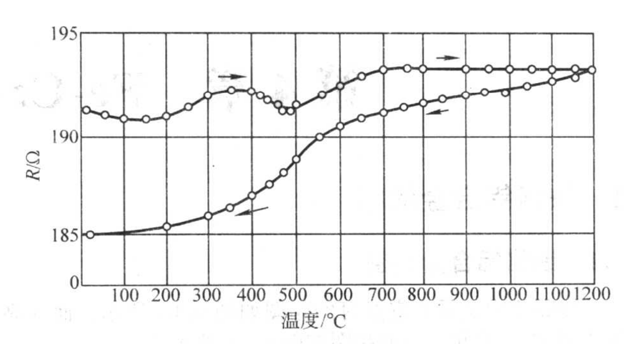


图 9.4-7　Fe-Cr-Al 合金（Cr26%，Al15%，余 Fe）在加热与冷却过程中电阻随温度的变化

（合金的原始状态是 750℃保温 30 min，水淬）

σ（FeCr 中间相）转变，对 0Cr25Al5 来说，其 σ 相（Fe-41Cr-9.8Al）析出，将造成合金变脆，直至 800℃以上 σ 相开始溶于 α 相后转缓。520～800℃区间，除 σ 相析出外，乃有少量 $(Cr, Fe)_{23}C_6$ 析出。这些化合物析出引起电阻逐渐上升，800℃以后 σ 相溶解而变缓。温度再度上升至 1 000℃以上，如果 Fe-Cr-Al 合金没经预先氧化处理，尤其在 1 300℃以上，Fe-Cr-Al 吸收空气中大量的氮气，形成大量的氮化物相，脆性大大增加，性能急剧恶化。

生产实践中，热轧 Fe-Cr-Al 盘条在 700℃左右淬水比空冷的塑性要好得多，说明淬水快冷使脆性相来不及析出，而空冷使 σ 相析出和为“K”状态形成创造条件，使塑性下降，加工性能变坏。

图 9.4-8 和图 9.4-9 说明 Fe-Cr-Al 合金在中温区有脆性相

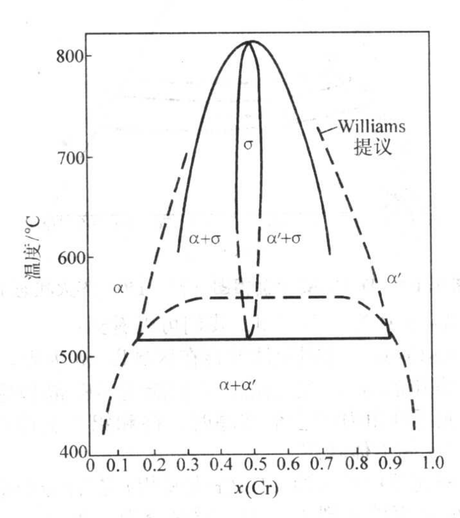


图 9.4-8　Fe-Cr-Al 合金中温相图（修正补充）

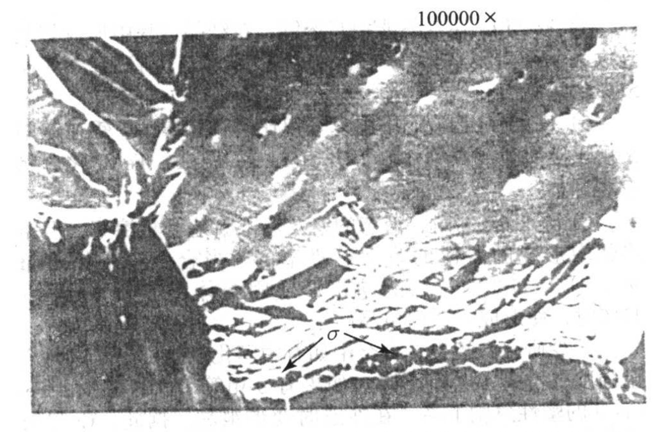


图 9.4-9　Fe-25%Cr-5%Al 合金中 σ 相沿晶界形成（100 000×）



析出。它提示我们在实用的Fe-Cr-Al电热合金成分范围内有上述组织结构变化，对加工性能和用做精密电阻及应力应变测试材料有影响，在实际生产和使用中都应给予注意。

2 合金元素的作用

合金元素除对Fe-Cr-Al合金相区有影响外，其常用合金元素的作用如下。

2.1 Fe

碳含量极低的纯铁，熔点1 534℃。从1 534～1 390℃为δ铁。从1 390～910℃为γ铁（奥氏体）。从910℃～室温为α铁（铁素体）。由于加入合金元素数量和热处理工艺及使用条件，使母体铁的表现形式有异，作用也有区别。在高合金钢中，只注意合金元素的影响多，往往忽略基体的影响。在Fe-Cr-Al的生产和使用条件下所发生的一些问题，追根寻源却往往与Fe的析出有关。例如脆断问题，不但与合金元素、工艺因素、环境因素，也与铁体变异或优先被脆化有关。碳低、氧低的纯铁，其电阻率很低且易加工。

2.2 Cr

铬和铁有许多性质差别不大，两者都为体心立方晶格，晶格常数差别很小（α-Fe为0.286 1 nm，铬为0.287 nm）；原子半径也几乎一样大小（Fe的原子半径为0.127 nm，铬为0.128 nm）；密度也不相上下（在20℃时，α-Fe的密度为7.9 g/cm^3，Cr的密度为7.138 g/cm^3）。

铁中加入铬，可大幅度地提高铁的电阻率，随Cr含量增加而迅速升高。但当Cr含量 w（Cr）超过20%时，电阻率反而逐渐下降。分析其原因，前段是过渡族元素，都有未填满电子的d层，少量碳就能形成碳化物，同时Cr的加入引起Fe强度迅速增加，尤其高温强度和抗氧化性，但脆性也不断增高。电阻在迅速增加。后者是Cr含量 w（Cr）超过20%后，σ脆性相析出和硬化相的溶解，电阻反而逐步减少。由于加工性能的恶化，Cr含量 w（Cr）在28%以上热、冷加工都很困难。

Cr对Fe电阻率的影响如图9.4-8所示。Cr对Fe电温温度系数的影响如图9.4-10所示。

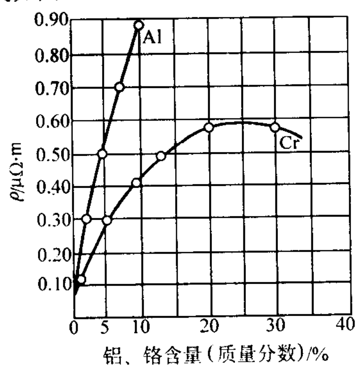


图9.4-10 Al、Cr对Fe电阻率的影响

由图9.4-10和图9.4-11可以看出，Cr对Fe电阻和电阻温度系数的影响正好相反，其斜率有所差别，后者斜率大，即后者下降快。

我国Cr资源并不丰富，应节约。

2.3 Al

铝为面心立方晶格，晶格常数为0.404 nm，原子半径为0.143 2 nm，密度为2.7 g/cm^3，仅为Fe的1/3强，而晶格常数比铁大1/3强。

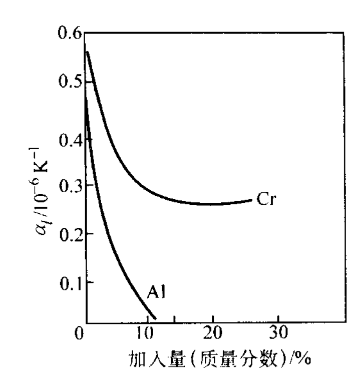


图9.4-11 Al、Cr对Fe的电阻温度系数的影响

由于铝是面心立方晶格，晶格常数又比Fe大，Al加入Fe中引起Fe的晶格点阵畸变，造成Fe电阻成直线地急剧上升，比Cr强1倍。使Fe的电阻温度系数成直线急剧下降。详见图9.4-8和图9.4-9。

Fe中同时加入Cr和Al，使电阻增加更多，电阻温度系数更小，详见Fe-Cr-Al性能表9.1-1。

在Fe-Cr中加入铝，使其抗氧化性能增强，尤其在高温时的氧化膜成分由 Cr_2O_3 转换成 Al_2O_3，而更加稳定和牢固，使用温度和使用寿命都大为提高（详见Fe-Cr-Al抗高温氧化一节）。但在高温、氮气氛中使用，或合金本身含氮过多，都会形成脆性大的氮化铝，易引起脆断，并阻碍 Al_2O_3 氧化膜的形成。

Al的加入使Fe-Cr的熔点降低，这在Fe-Cr-Al合金熔度中看得更加清楚。

Al的加入使Fe-Cr-Al合金的脆性迅速增加，当Al含量 w Al达8%时，热、冷加工都已很困难（详见后面Fe-Cr-Al加工性能一节）。

相比之下，Al资源比Ni、Cr资源要充足些，但由于Al的用途广泛、消耗也大，仍应节约。

2.4 其他合金元素的作用

1）碳　碳在Fe-Cr-Al合金中可增加其电阻，提高强度。但碳会大大地扩大γ（奥氏体）界线，且易与Cr形成碳化物析出，影响Fe-Cr-Al合金的性能，降低其使用寿命。故碳含量越低越好。

2）锰　锰一般认为可增加钢的韧性，但在Fe-Cr-Al合金中易形成较低熔点的氧化物而降低合金的热稳定性。

3）钴和铌　Fe-Cr-Al合金中加入少量的钴和铌可以提高其高温强度，减少高温蠕变和倒踢，延长Fe-Cr-Al丝的使用寿命。

4）钒　Fe-Cr-Al中加入少量V能细化合金晶粒，减小晶粒长大倾向。钒含量 w（V）高到4%能大大降低α温度系数，甚至使其由正变负。

5）钛　Ti能细化合金晶粒，有助于合金高温强度，增强高温抗氧化能力。Ti能和［N］形成氮化钛，当N不多时，形成少量细小氮化钛夹杂，对合金加工和使用影响不大。而当［N］含量高，或高温吸氮严重时，TiN等氮化物脆性相不容忽视。

6）钼和钇　Fe-Cr-Al合金中加入少量Mo和Y，钇能细化晶粒，能提高合金室温强度和高温强度，减少脆性，与氧的亲和力介于镧与铝之间，形成珐琅般的氧化膜，提高高温抗氧化能力和抗氮化能力，和钼一样减少高温蠕变速率，减少合金丝的倒踢，延长其使用寿命。但Mo含量高时，热、冷加工都较困难，酸洗氧化皮时，起皮或过洗现象较多。钇在冶炼时吸气性强和易烧损，最好在高真空下加入。

7）硅　硅一般不用加入，而由原材料和合金料带进。

硅含量高，能增加一些电阻和室温强度。在中温时的抗氧化可以能减少铝和稀土的损失，在高温时能减少吸氮。但硅酸盐夹杂对合金基体不利，尤其在高温抗氧化膜成分中，如果有氧化硅的存在，会影响 Al_2O_3 膜的完整性，不如 Al_2O_3 氧化膜那样致密和牢靠。因此，Fe-Cr-Al 合金中硅的含量不宜高。

8）稀土　一般采用以镧为主的混合稀土。由于稀土较贵，加入微量就能起到显著提高 Fe-Cr-Al 电热丝使用寿命的作用，加工性能也有所改变，所以引起人们的关注。对其机理的说法还不太一致，详见抗氧化机理一节。

9）硫和磷　硫和磷对 Fe-Cr-Al 合金都是有害元素，因都能生成低熔点的脆性物，引起热脆。

3　Fe-Cr-Al 合金的性能

Fe-Cr-Al 合金的电阻特性在前面已讲到，下面就它的抗氧化性能、力学性能进行介绍。

3.1　Fe-Cr-Al 合金抗氧化性能

铁铬铝三元合金的抗氧化性能与其成分的关系如图 9.4-12 所示。

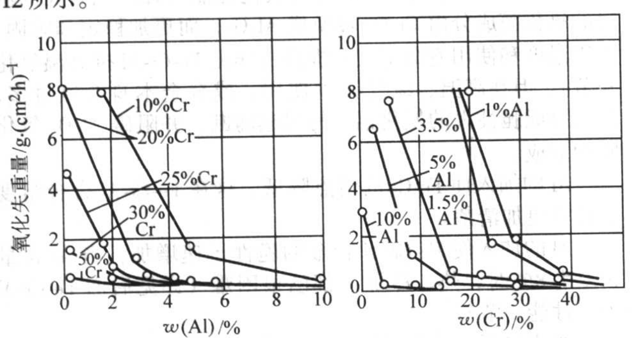


图 9.4-12　Fe-Cr-Al 固溶体的抗氧化性
（1 200℃、240 h）

由图 9.4-12 可见，随 Cr、Al 含量的增加，合金的抗氧化性增强，当 Al 含量 w（Al）高于 5%、Cr 含量 w（Cr）高于 20%时，抗氧化性很强。

有人对 Fe-25% Cr-5% Al 氧化膜研究结果表明，如图 9.4-13 可见，随温度升高，在合金表层生成薄的氧化膜，并由不稳定到稳定牢靠。氧化膜形成过程决定于如下化学反应：

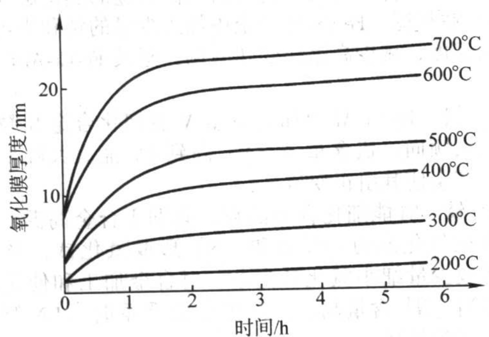


图 9.4-13　Fe-25% Cr-5% Al 合金的氧化膜厚度随温度及时间的变化

$$2(Fe \cdot Cr \cdot Al) + 4\frac{1}{2}O_2 \longrightarrow Fe_2O_3 + Cr_2O_3 + Al_2O_3 \qquad (9.4\text{-}1)$$

$$2Al + Fe_2O_3 \longrightarrow 2Fe + Al_2O_3 \qquad (9.4\text{-}2)$$

$$2Al + Cr_2O_3 \longrightarrow 2Cr + Al_2O_3 \qquad (9.4\text{-}3)$$

在 800℃以下第一个反应占优势，在 800℃以上则第二个反应占优势。这是因为在热力学上，Al_2O_3 比 Fe_2O_3 及 Cr_2O_3 更为稳定，其 Al 的氧化物生成热为 837.4 J/mol，而 Fe 的氧化物 Fe_2O_3 的生成热为 400.9 J/mol，Cr 的氧化物（Cr_2O_3）生成热为 561 J/mol，因此，在 1 200℃以上是纯粹的 Al_2O_3。

800℃以上，Al 不断地把 Fe_2O_3 和 Cr_2O_3 还原，并继续生成 Al_2O_3。由于合金表面的 Al 不断减少，故合金内部的 Al 不断地向外层扩散，因 Al 的离子半径小（Fe^{2+} 为 0.075 nm，Al^{3+} 为 0.05 nm），故有较高的扩散速度，使表面形成致密的氧化铝层，成了氧往里层基体扩展的屏障，也阻挡 Al^{3+} 和 Cr^{2+} 往外扩散。Al_2O_3 的体积比参与氧化的基体金属的体积大 1.28 倍，故能完全盖住基体。Al_2O_3 具有高的电阻率，约为 10^7 Ω·cm，它的熔点为 2 040℃。因此，它具备优良的氧化膜条件。

对 Fe-Cr-Al 的氧化膜及其基体进行剖析，用扫描电子显微镜进行观察，其表面层是非常致密的防护层，其皮下像一个个冰砖侧立列队，基体如岩石。只要表面被破坏，内部也易受损。为此，为了保证抗氧性能继续良好，必须有足够的 Cr 和 Al。具体形貌如图 9.4-14 照片（3 000×）所示。

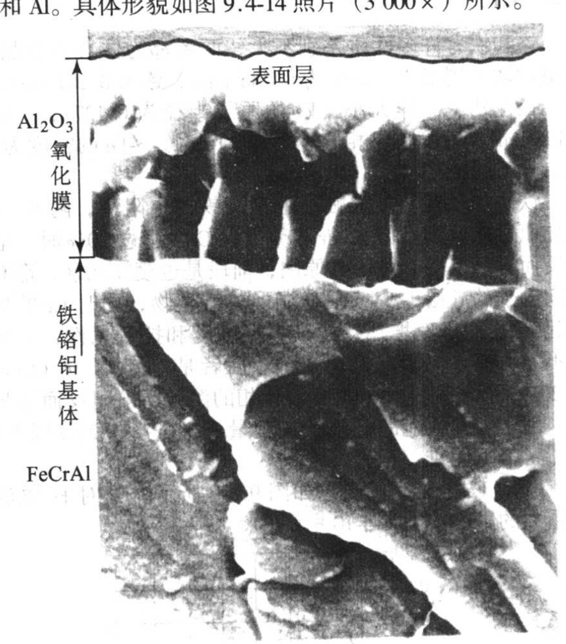


图 9.4-14　铁铬铝丝高温氧化后剖面图像（3 000×）

3.2　稀土对 Fe-Cr-Al 电热合金寿命的影响

1930 年美国材料试验公司发现，加入少量稀土金属能延长 Ni-Cr 电热合金丝的使用寿命。1940 年德国人黑森勃鲁赫发现，铁铬铝合金中加入少量的稀土元素能够显著地延长其使用寿命。1950 年前苏联人谢苗诺夫等发布，往 Fe-Cr-Al 合金中同时加入稀土和碱土元素，可以提高其使用寿命，并消除晶间氧化及通常出现的脆性。随后瑞典、日本等继续发表类似的研究成果，都证实稀土元素对 Fe-Cr-Al 合金的有利作用。

我国在 1960 年以后研究并投产 Fe-Cr-Al 加稀土产品。试验和工业性生产实践都证明，Fe-Cr-Al 电热合金中加稀土元素可提高其热稳定性，降低夹杂等级 0.5～1 级，细化晶粒 1～2 级，提高高温强度和抗蠕变性，增强抗氧化能力，改善热、冷加工性能，提高成材率 10%以上，降低成本 20%以上。合金快速试验寿命值平均达 345.4 h，比未加稀土的 170 h 高 1 倍，最高者竟达 396 h，见表 9.4-1。表中稀土残留量在质量分数为 0.030%～0.075%，1 200℃时的平均



快速试验寿命值达 329 h，与不加稀土的平均寿命 175 h 相比，寿命提高 71%，1 300℃时寿命达 80 h 以上，高温伸长率大大缩短，并无变形产生（见图 9.5-15），电阻率普遍提高。

表 9.4-1　加稀土 Fe-Cr-Al 合金的性能

编号	w（RE）/%	快速试验寿命/h		伸长率/%		电阻率/μΩ·m
		1 200℃	1 300℃	1 200℃	1 300℃	
1	0.025	220.75		11.76		1.491
2	0.018	231.0		15.23		1.462
3	0.038	396.16	78.58	10.40		1.444
4	0.057	320.86	83.44	8.52	19.11	1.445
5	0.030	352.58	107.58	7.26	13.43	1.402
6	0.052	282.63	70.50	12.49	20.68	1.419
7	0.059	326.50	76.56	14.26	15.58	1.454
8	0.038	305.67	94.22	11.27	14.12	1.428
9	0.046	295.14	100.58	7.23	14.99	1.439
10	0.075	297.61	107.72	10.20	14.51	1.335

在同样的电渣双联冶炼条件下，不同的稀土加入量对合金寿命的影响见表 9.4-2。

表 9.4-2　稀土加入量对合金寿命的影响

炉号	稀土加入量（质量分数）/%	钛加入量（质量分数）/%	寿命/h
24	0.15	0.30	242.61
29	0.15	0.30	286.50
23	0.30	0.30	227.30
28	0.30	0.30	241.00
41	0.30	0.30	255.67
22	0.50	0.30	315.75
27	0.50	0.30	347.53
40	0.50	0.30	333.47
62	0.50	0.30	345.00
63	0.50	0.30	385.00

注：1. 快速试验的温度为 1 200℃。
2. 每炉的寿命值为三支试样的平均值。

由表 9.4-2 可见，稀土加入量越多，其寿命值越高。但并不是说无限多地加入就能获得更好的回报。实际生产中，加入越多，烧损越多，增加杂质和吸氢可能性越大，而合金中残留量增加较少。从表 9.4-1 已可看出，合金中残留量高于质量分数 0.07%，其寿命值呈逐渐下降趋势。可见其最佳作用是有量限的。稀土残余量与合金寿命的关系如图 9.4-15 所示。

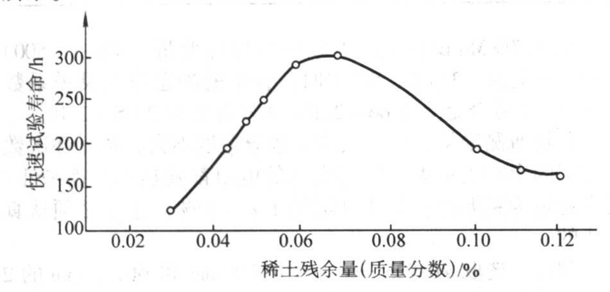


图 9.4-15　Fe-Cr-Al 合金寿命与稀土残余量之关系

从图 9.4-15 看出，稀土残留量在质量分数为 0.058% ~ 0.07%的合金快速试验中寿命值最高。而表 9.4-1 示出，残留量在质量分数为 0.03%以上显示出寿命迅速提高。这与合金成型过程中内在和表面等的净化质量有关。因此把稀土在合金中的残留量质量分数为 0.030% ~ 0.075%作为其最佳范围。

稀土元素能够很有效地提高 Fe-Cr-Al 合金的快速试验寿命值和实际使用寿命，一般认为是由于镧和铈比铬和铝更加活泼，其氧化物分解热更高（表 9.4-3），增加了铬或铝氧化物的致密性，提高了氧化膜与基体的黏结性，减少了 O_2 的穿越，增强了基体的抗氧化能力和抗剥落能力有关。这大大减缓了 Fe-Cr-Al 合金的氧化向里扩散和氧化膜的增重速度，在其界面形成了一保护屏障。

表 9.4-3　几种氧化物的分解热/$kJ\cdot mol^{-1}$

Fe_2O_3	α-Al_2O_3	Y_2O_3	Ce_2O_3	La_2O_3	Cr_2O_3	备注
465.6	1 117	1 271.1	1 277	1 244.7	753.6	分解热大者： 1）易氧化； 2）氧化物稳定

目前对稀土元素提高 Fe-Cr-Al 合金的抗氧化性能问题在理论上各有己见。大部分观点认为，添加的稀土元素是在氧化膜内（如填充氧化膜中的空穴）或在氧化膜与金属基体之间发挥其作用。有人发现，在 Al_2O_3 氧化层中有沉淀的断链 La_2O_3 氧化物或层界有向内生长的须状 Se_2O_3 氧化物，是对这种理论观点的支持。具体如图 9.4-16 所示。另一种观点认为，加入稀土元素后使基体成分保持不变。

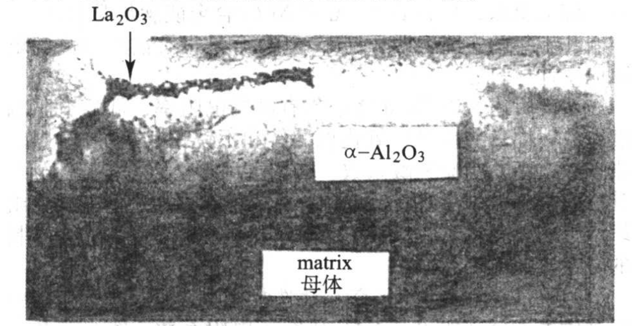


图 9.4-16　Fe-25%Cr-6%Al-RE 合金 La_2O_3 在 α-Al_2O_3 氧化膜中的分布（100 000×）

加入少量稀土元素后，快速试验的合金丝样品 ϕ0.80 mm 在试验终了（断裂）前始终不打卷，其照片如图 9.4-17 所示。由图 9.4-17 可见，3 支样品在试验断裂后除了稍微有些弯曲外都没有打卷现象。说明 Fe-Cr-Al 合金加稀土后的高温强度增高，蠕变减小（当然本身伸长也小）。

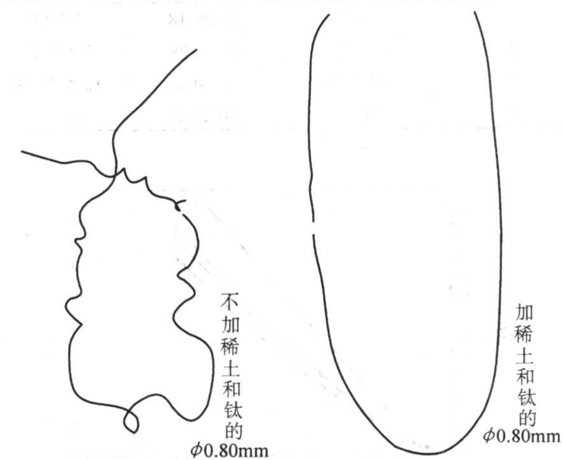


图 9.4-17　加与未加稀土和钛的 Fe-Cr-Al 合金快速试验寿命 ϕ0.80 mm 丝断裂后的表面形状

三相电渣炉冶炼 Fe-Cr-Al 合金，出钢时随钢流加入以 La



为主的混合稀土，再经过单相电渣炉重熔，其渣料分两种情况，一种是照正常生产的渣料配比，另一种是加入稀土氧化物，重熔后合金中夹杂物数量和分布各有不同，如图 9.4-18 所示。

由图 9.4-18 可见，前者夹杂颗粒细小，有少部分为串状分布，电解夹杂总量质量分数为 0.028%。后者夹杂颗粒细小，弥散分布，电解夹杂总量质量分数为 0.012%。

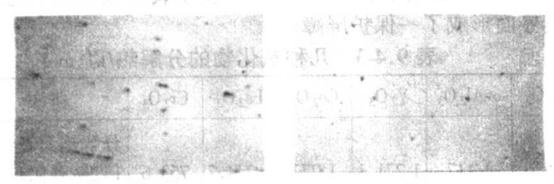


图 9.4-18　Fe-Cr-Al 合金加稀土后再重熔时，其渣料不加稀土氧化物和加稀土氧化物的夹杂物分布

3.3　良好的高温应变材料性能

高温电阻应变计用丝材，必须具有：①抗氧化性强；②高且稳定的电阻率；③单相组织且稳定；④低的电阻温度系数和低的线胀系数；⑤高的应变灵敏系数；⑥低的蠕变和高抗疲劳性；⑦好的工艺性能及对黏结材料的适应性。

综上要求，只有 Fe-Cr-Al 和 Ni-Cr 合金能满足要求。

几十年的实践表明，Fe-Cr-Al 合金是很有前途的高温电阻应变计材料。

按前所述，Fe-Cr-Al 合金具有高的电阻率，低的电阻温度系数，优良的高温抗氧化性，有和不锈钢相近的线（膨）胀系数，高的应变灵敏系数，加入某些合金元素或稀土后，其性能得到进一步改善。选择合适成分和处理工艺能减少组织结构的影响等。使 Fe-Cr-Al 合金可成为高温电阻应变材料的合适选择。

阿穆尔（Armour）研究基地选择图 9.4-1 中 α 单相区中四个代表成分（如表 9.4-4）研究了电阻系数、线胀系数与温度的关系，应变灵敏系数与热循环次数及保持该温度-时间的关系。经过 871℃退火处理后的 ϕ6.3 mm × 76.2 mm，测定其线胀系数和电阻温度系数如图 9.4-19 和图 9.4-20 所示。

表 9.4-4　图 9.4-1 α 单相区中 4 个代表成分

所选合金编号	（公称成分/实际成分）/%		
	Fe	Cr	Al
1	70/余	25/25.18	5/5.00
2	67.5/余	25/24.89	7.5/7.84
3	62.5/余	25/24.7	12.5/13.00
4	70/余	20/20.5	10/10.5

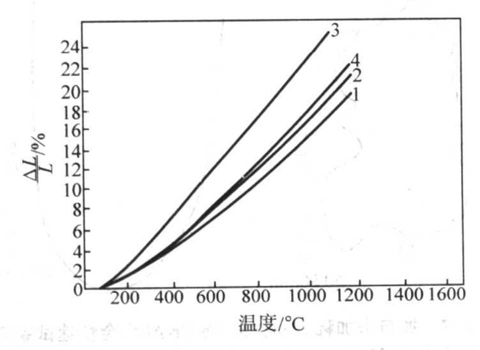


图 9.4-19　四种 Fe-Cr-Al 合金在 20～1200℃的线胀系数

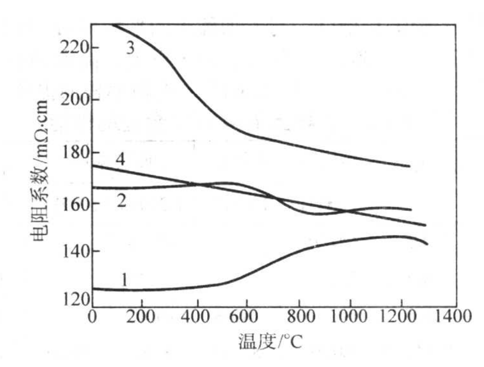


图 9.4-20　四种 Fe-Cr-Al 合金的电阻系数与温度的关系

合金的平均线胀系数和平均电阻温度系数见表 9.4-5。

表 9.4-5　合金的平均线胀系数和平均电阻温度系数

合金编号	平均线胀系数 (20～1 000℃)/$10^{-6}K^{-1}$	平均电阻温度系数 (20～1 000℃)/$10^{-5}K^{-1}$
1	13.8	12.7
2	15.4	-6.1
3	21.0	-22.6
4	16.3	-11.0
302 不锈钢	19.1	
低碳钢	12.4	

由表 9.4-5 可知，1 号合金线胀系数最小，电阻温度系数最大。3 号合金线胀系数最大，负的电阻温度系数也最大。2 号和 4 号合金都介于 1 号和 3 号之间。舍去 1 号、3 号，对 2 号和 4 号合金进一步研究它们的应变灵敏系数和电阻稳定性。

用直径为 ϕ0.025 mm 的 2 号和 4 号合金细丝做成应变计贴在 302 不锈钢试件上，在 760℃以下施加单位应变量（500～1 000）× 10^{-6}测得静态应变灵敏系数（平均值）见表 9.4-6。由表 9.4-6 可见，其都在 2.0～2.1 之间。

表 9.4-6　静态应变灵敏系数

温度/℃	2 号合金			4 号合金
	第一次循环	第二次循环	第三次循环	
室温	1.88	—	2.37	没有资料
537	2.02	2.11	2.06	
649	2.08	—	2.04	
760	—	1.84	1.99	

在 Ti-7%Mn 试件上，当施加单位应变量（600～1 500）× 10^{-6}于室温、328℃、537℃时，合金的静态应变灵敏系数平均值：2 号合金为 2.06～2.10，4 号合金为 2.05～2.10。

分析所测结果，应变灵敏系数分散度不大，热循环次数对它们的影响也不大。但应变计的电阻都随热循环而减小。其变化量为室温时应变计电阻的 1%～10%，这是必须认真对待的。

为此，选取 ϕ0.025 mm、ϕ0.037 5 mm 和 ϕ0.05 mm 的 2 号和 4 号合金细丝以自由状态并粘贴在 302 不锈钢上经受热循环测试，对测试结果分析后认为：①裸丝的电阻漂移量大，粘贴后大有改善；②粗丝的电阻比细丝的电阻稳定；③高温下长时间保持后电阻变化大，即电阻由下降转为增加，是由于氧化造成的。但根本上是由于电阻系数的下降所引起的电阻减少，原因是一种或几种元素氧化损失的结果。



为寻求更好的 Fe-Cr-Al 合金成分，前苏联人较详细地研究了含质量分数为 Cr25% ~ 30%、Al5% ~ 8.5%，其他常有元素含量接近相等的 10 个合金成分，见表 9.4-7。

表 9.4-7 前苏联人研究的 10 个 Fe-Cr-Al 合金的物理性能

编号	化学成分（质量分数）/%			电阻率 /μΩ·m	线胀系数 $/10^{-6}K^{-1}$	电阻温度系数 $/10^{-5}K^{-1}$		
	Cr	Al	Fe			50 ~ 400℃	400 ~ 600℃	600 ~ 1 000℃
1	25.34	5.45	余量	1.42	—	2.8	10.4	6.9
2	30.71	5.90	余量	1.41	14.30	2.6	7.0	1.9
3	28.95	5.10	余量	1.45	13.50	0.9	5.4	1.1
4	33.02	5.10	余量	1.43	13.90	1.3	3.4	0.4
5	25.45	5.00	余量	1.39	—	4.7	10.4	3.3
6	25.54	6.35	余量	1.50	13.90	-0.6	6.6	1.3
7	25.55	6.89	余量	1.45	14.10	2.5	11.7	2.6
8	25.70	6.55	余量	1.52	14.80	-3.4	3.0	-0.1
9	25.45	7.26	余量	1.56	14.95	-4.6	0.7	-0.8
10	25.53	8.50	余量	1.62	14.95	-7.9	-4.0	-2.5

由表 9.4-7 可见，在铝含量不变时，随着铬含量的增加，其电阻率和线胀系数变化很小，电阻温度系数略有减小。w（Cr）达 28%时，Fe-Cr-Al 合金变脆。

铝含量 w（Al）由 5%增加到 8.5%时，电阻率由 1.39 μΩ·m 增大到 1.62 μΩ·m，而电阻温度系数约由 10×10^{-5} K^{-1} 下降到 -4×10^{-5} K^{-1}。此时的线胀系数由 13.9×10^{-6} K^{-1} 增加到 14.95×10^{-6} K^{-1}。w（Al）超过 6.35%，加热时发现电阻减少，电阻温度系数变为负值。铝含量 w（Al）达 6%以上的 Fe-Cr-Al 合金变脆。

向上述成分的 Fe-Cr-Al 合金固溶体中添加钴、钛、铌和铜，对合金的电阻率和线胀系数无影响。但含 V 的合金是个例外。钒提高 Fe-Cr-Al 合金的电阻，大大降低其温度系数。铝含量 w（Al）为 5.5%，V 含量 w（Al）为 3.48%的 Fe-Cr-Al 合金的电阻温度系数最小，随着这两种元素含量的增加，电阻温度系数为负值，并且在 550 ~ 700℃范围内绝对值有所增加，这是应变材料所希望的。

利用热处理可以改善含 V 的 Fe-Cr-Al 合金的性能。众所周知，Fe-Cr-Al 合金中，在 400 ~ 500℃范围内可能出现与铁、铬结合的富铬弥散相，而这种弥散相在加热至 600℃以后才会逐渐溶解。淬火后加热的 FeCrAlV 合金，在 200 ~ 500℃电阻出现最大值，在重复加热时极大值消失，并且得到良好的加热和冷却重复性。但重复加热时，Fe-Cr-Al-V 合金的电阻减少。500℃时有拐点，是该合金在居里点附近引起的电阻变化。淬火后室温电阻增加 2.5%，而往后每次退火后室温电阻减小 0.3% ~ 0.4%。这些现象表明，Fe-Cr-Al-V 合金的性能受加热的影响。采取 900℃长时间退火，不同冷却方式会得到不同的电阻温度系数值。

添加 V 的 Fe-Cr-Al 合金，电阻率达 1.47 μΩ·m，加热至 900℃时的线胀系数为 13.6×10^{-6} K^{-1}。加热温度在1 000℃以下的电阻温度系数分别是：50 ~ 400℃时为13×10^{-6} K^{-1}；400 ~ 600℃时为 9×10^{-6} K^{-1}；600 ~ 1 000℃时为7×10^{-6} K^{-1}。

采用 0Cr26Al10 合金时，等于电阻率和应变灵敏系数乘积的输出信号比现有的要增大 2 ~ 3 倍。

我国航天研究所测量的 0Cr26Al6 合金的性能数据如表 9.4-8 所示。

表 9.4-8 0Cr26Al6 合金 φ0.025 ~ φ0.08 mm 丝的有关性能

项目	电阻率 ρ /μΩ·m	一次电阻温度系数 α $/10^{-6}K^{-1}$	二次电阻温度系数 β $/10^{-6}K^{-1}$	灵敏系数 K（自由裸线）	弹性模量 E/GPa	抗断力 /N	伸长率 δ	电阻分散度 $\sigma_{均方根}$	灵敏度（粘贴后）	线胀系数 $/10^{-6}K^{-1}$	对铜热电势 E_{Cu}
要求指标	≥1.25	(20 ~ 350℃) -5 ~ 20	—	≥2.7	—	对 φ0.025 mm ≥1.3	≥5%	<1%	≥0.5	≥10	—
实测 φ0.025 ~ 0.08 mm	1.25 ~ 1.45	-6 ~ 30	(10 ~ 100℃) 9.18	2.7 ~ 2.8	2.67	1.5 ~ 1.7	φ0.025 10%	约 1%	1.7	11 ~ 13	-1.35 ~ 3.50

3.4 铁铬铝合金的力学性能

3.4.1 合金成分与强度、伸长率之间的关系

Fe-Cr 和 Fe-Al 合金的 σ_b、δ 与成分的关系如图 9.4-21 所示。在 Fe-Cr 系中 σ_b 随 Cr 的增加而逐渐增大，δ 则有所下降。当 Cr 含量 w（Cr）高于 30%时，合金变脆。在 Fe-Al 系中，铝含量增加时，σ_b 提高，δ 下降。铝含量 w（Al）在 4%以下时，随铝含量的增加，δ 急剧下降，σ_b 逐渐增加。当铝含量 w（Al）增到 4.5% ~ 5%时，δ 仅为 5% ~ 6%。

Fe-Cr-Al 合金的成分与 σ_b、δ 的关系如图 9.4-22 所示。由于 Cr 的存在，合金随铝含量的增加而变脆的倾向变缓。含质量分数为 10% ~ 19%Cr 的三元合金，铝含量 w（Al）在 5%以下时，合金仍具有较大的 δ。随铬含量的增加，δ 下降。对铝含量 w（Al）在 5% ~ 6% 的合金，当铬含量 w（Cr）增加到 30%时，δ 为 10%。当铬含量 w（Cr）增加到 40%时，δ 为 2%，铬含量 w（Cr）大于 30%的合金脆性大，是由于 α-Fe 中有 σ 相析出的缘故。

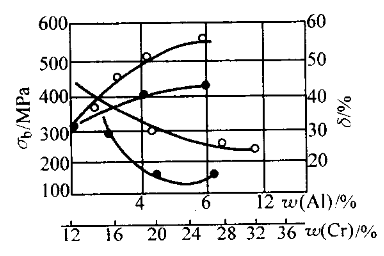


图 9.4-21 Fe-Cr、Fe-Al 二元合金的 σ_b 及 δ 与成分的关系

3.4.2 合金成分与硬度的关系

合金成分与硬度的关系如图 9.4-23 所示。不同铬含量的 Fe-Cr-Al 三元合金，当加入 Al 时，其硬度迅速增加。若固定 w（Al）5%，则随铬含量的增加，其硬度的增加比加 Al 缓慢。



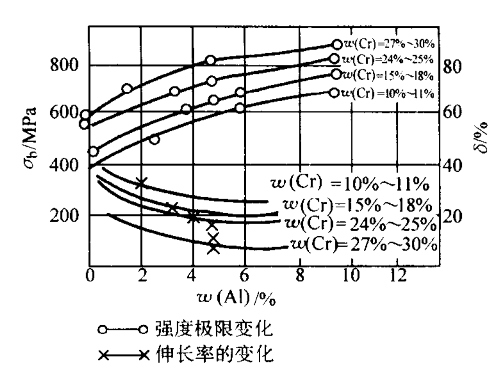


图 9.4-22　Fe-Cr-Al 合金成分与 σ_b、δ 的关系

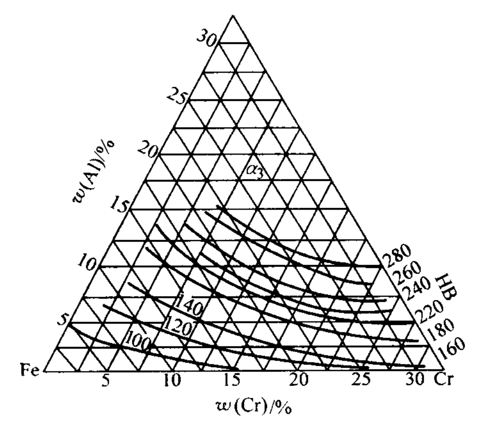


图 9.4-23　Fe-Cr-Al 三元合金等硬度曲线

3.4.3　合金成分与冲击韧度的关系

金属材料的冲击韧性全面反映它的塑性。Fe-Cr-Al 合金在室温下的成分与冲击韧度的关系如图 9.4-24 所示。以对应于铬含量 w（Cr）为 5%、10%、17.5%和 25%而改变铝含量 w（Al）到 8%的断面图示出合金的 a_K 值呈减少趋势。

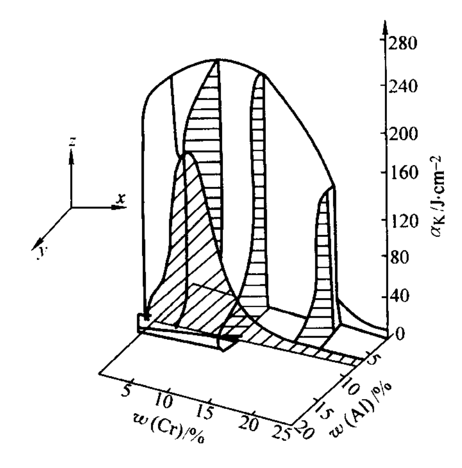


图 9.4-24　Fe-Cr-Al 三元合金成分与冲击韧度的关系

在 10%Cr 断面上，增加铝含量达 5%时，其 a_K 值从 235 J/cm² 下降到 39 J/cm²（下降 83%）。在含 4%～5%Al 的合金中，加入 5%～8%Cr 时，可使 a_K 显著增加，再增加 Cr 则 a_K 下降。

3.4.4　Fe-Cr-Al 合金冲击韧度与温度的关系

Fe-Cr-Al 三元合金的冲击韧性与温度的关系如图 9.4-25 所示。由图可见，Fe-Cr-Al 系合金在高温下的冲击韧度是随温度（从室温）的升高而显著增大。在 200～400℃和 600～900℃区间各有一个峰值，而在 450～650℃区间 a_K 值有一个极小值。当温度高于 900℃时，a_K 值逐渐下降。

在 450～650℃区间 a_K 值有一个最小值。有人认为是由于碳化物析出或其他相的析出。有人在研究 Fe-Cr-Al 三元平衡相图时发现有 σ 相。有人研究 w（C）＜0.02%的 Fe-Cr-Al 合金，发现 a_K 在所有温度范围内只是有限提高。但当 w（C）＞0.07%和 w（Cr）达 30%时有 σ 相析出，是大家的一致看法，它使 a_K 值大大地降低。

由图 9.4-25 可以看出，当铬含量 w（Cr）为 17%～25%时，合金在室温下的 a_K 值低。当温度提高到 150～200℃时，a_K 值急剧上升，也即塑性大大提高，究其原因，一般认为是消除前面成形过程中的各种应力和除氢排气的结果。这为脆性材料的温热加工提供了理论基础。同样，当温度升到 750～900℃时，合金又出现一大的 a_K 值。分析其原因是由于所析出的脆性相溶解和再结晶造成。因此，如果能在此温度范围内进行热加工就能得到满意的结果，而在低 a_K 值的温度范围内进行加工，就可能出现裂纹乃至裂缝。

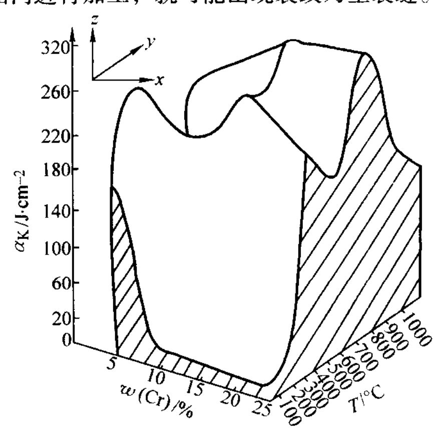


图 9.4-25　Fe-Cr-Al 三元合金的冲击韧度与温度的关系

在 1 000℃以上，如果保温时间长，a_K 值会急速下降。例如，在 1 000℃保温 2 h，a_K 值会降为原始值的 52%。而在 1 300℃保温 5 min，a_K 便降到原始的 60%。如果保温 30 min，a_K 值则降到原始的 22%～16%。这就指出，在热加工时，对合金加热烧透后，保温时间不宜过长。同时说明，加热温度不许超过 1 300℃。实践证明，当温度超过 1 260℃时轧制宽展会失控，出现耳子、折叠，裂纹增加。而 1 150℃开轧，其结果是塑性差，轧件表面也不光滑。

3.4.5　合金晶粒度与塑性的关系

Fe-Cr-Al 合金在高温下，晶粒长大的超热很强烈，大晶粒使合金塑性下降。在实际中，Fe-Cr-Al 电热合金在高温下长期使用，因晶粒粗大而塑性恶化的实例很多。

合金晶粒度与塑性的关系如图 9.4-26 所示。

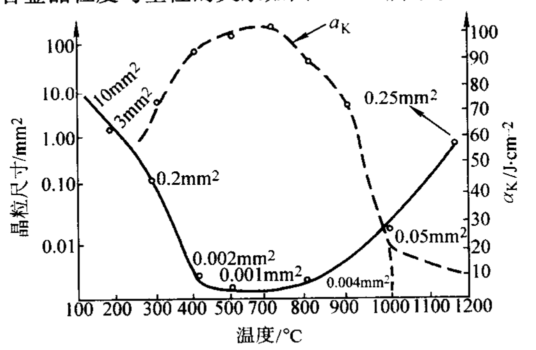


图 9.4-26　5%Al、25%Cr 的 Fe-Cr-Al 合金的晶粒尺寸与 a_K 值的相对关系



图9.4-26是质量分数为5% Al、25% Cr的Fe-Cr-Al合金（铸件变形至 ϕ3.0 mm钢丝，加热到800℃、1 000℃、1 200℃，保温100 h）的晶粒尺寸与 a_K 值的关系。在≤800℃时，晶粒细小，a_K 值增大。当>800℃时，随晶粒的长大，a_K 值急剧下降。最大的 a_K 值与最小的晶粒尺寸相对应，反之亦然。有人分析研究后指出：当晶粒尺寸大于100 μm时，可产生解理脆断；大于40 μm时，可产生准解理脆断。

编写：唐锡世（首都钢铁集团公司）

第 5 章　Fe-Cr-Al 电热合金成形与加工

1　Fe-Cr-Al 合金的成形

1.1　Fe-Cr-Al 合金的 4 种成形路线

面观国内外 Fe-Cr-Al 合金工业化生产，各有特色。概括起来主要有如下 4 种工艺路线（图 9.5-1）。

以上 4 条工艺路线主要区别是冶炼方法有所不同，但都贯穿“精”质的精神。这是高合金材料本身特点的要求所致。尤其是第 4 条工艺路线（图 9.5-1d）是高精尖产品所需求的，当然其成本也较高。

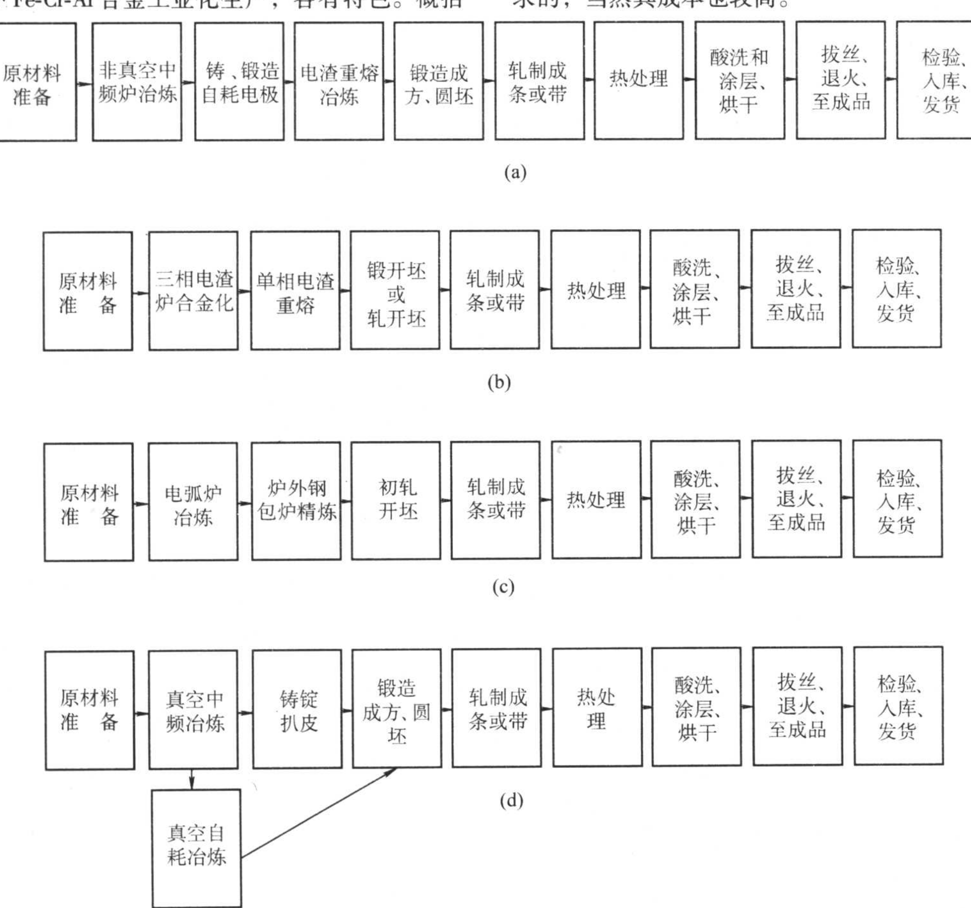


图 9.5-1　Fe-Cr-Al 合金成形工艺路线

1.2　Fe-Cr-Al 合金钢的坯料

我国 Fe-Cr-Al 合金生产所采用的工艺路线主要是第一条特别是第二条（图 9.5-1a、b）。由于这两条生产工艺路线中的冶炼设备和工艺较为简便，投入较少，产出较快，成本较低，质量较好，掌握不太难，所以发展较快。

从克服 Fe-Cr-Al 合金本身脆且容易开裂的难题，电渣双联（从三相电渣冶炼至单相电渣重熔的俗称）曾立下汗马功劳。为追赶世界名牌，电渣双联加稀土又树丰碑。

三相电渣炉冶炼的 Fe-Cr-Al 浇注成 25 kg 圆锭，切除帽口后的剖面照片如 9.5-2 所示。

由图 9.5-2 可见，钢锭表面有重皮、结疤、坑洼不平等缺陷。剖面呈现三个晶粒带和一般铸态钢锭一样，除表面一薄层细晶粒，第二层为粗大横列结晶，中间更是粗大的柱状晶，不但夹杂物分布不均，内部热应力促使内裂纹增多。这种晶向使本来脆性大的 Fe-Cr-Al 合金在锻压或轧制时却易造成钢锭或钢坯横裂和纵裂，锭至坯成材不到 50%。

在三相电渣炉采取多种措施改进钢水质量和浇注条件仍未能克服铸态 Fe-Cr-Al 钢锭上述基本问题。

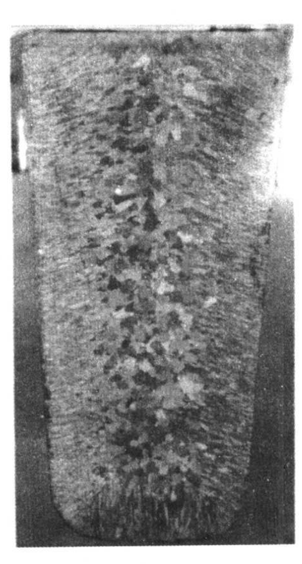


图 9.5-2　Fe-Cr-Al 合金在三相电渣炉冶炼浇注的 25 kg 钢锭剖面
（帽口切除之后剖锭）



采取三相电渣炉浇注圆棒锭，再经单相电渣炉重熔（俗称提纯），其 20 ~ 50 kg Fe-Cr-Al 合金钢锭剖面照片如图 9.5-3 所示。

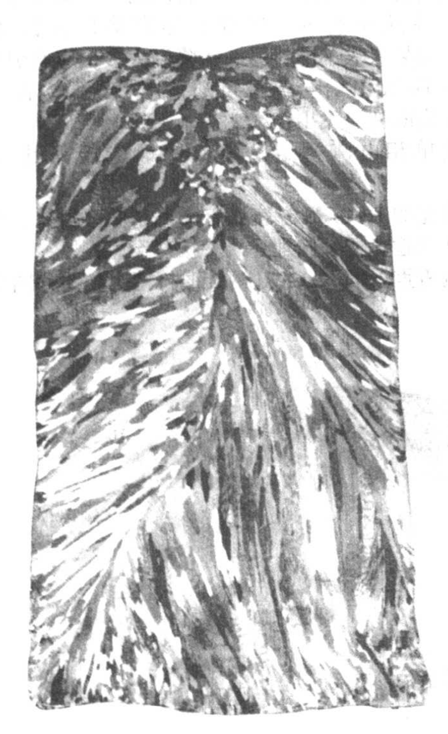


图 9.5-3　单相电渣炉重熔 Fe-Cr-Al 合金 20 kg 钢锭剖面照片
（未剥皮、未切头尾）

由图 9.5-3 可见，电渣重熔后的 Fe-Cr-Al 合金钢锭不经剥皮就比较光滑。剖面锭内部晶粒带除表面一层薄的细晶粒外，大部分晶向为人字型，即由一般铸锭的横向结晶变为斜纵方向结晶。这与锻压或轧制压力相切，提高了塑性，基本上避免了横裂。同时，由于电渣重熔一次，渣洗充分，夹杂级别比三相电渣炉降低 1 ~ 1.5 级，S、P 更低，C、Si 基本能受控不增加。当在三相电渣炉冶炼 Fe-Cr-Al 时加入稀土，而后再重熔时，由于稀土的烧损而进一步净化钢液。同时由于稀土元素的存在，它细化了重熔钢锭夹杂的颗粒，减少了 Al 的烧损，减少了钢中氧化物和硅酸盐等大颗粒脆性夹杂，都大大有利于锻压和轧制，使锻造的压下量从 45% 增加至 67% 以上，都没有出现裂纹和裂口。因此，锭至坯的成材率由过去的近 50% 提高至 95% 以上（包括切头切尾）。

从表 9.4-1 和表 9.4-2 及图 9.4-15 知道，三相电渣炉加入质量分数为 0.3% ~ 0.5% 的稀土，单相电渣炉重熔后其在钢中的残留量在质量分数为 0.03% ~ 0.075%，是保证合金使用寿命的最佳范围。为了减少加入稀土元素的烧损，在三相电渣炉钢水脱氧除渣良好后，随出炉钢流，将包好的稀土加入钢包中，并做好包中吹氩保护和均匀化措施。在单相电渣重熔时为减少合金中稀土烧损，除加稀土返回渣外，控制电力制度、温度和冶炼时间成为重要一环。单相电渣炉重熔冶炼时间与稀土残留量的关系见图 9.5-4。在现有生产条件下，三相电渣炉稀土的残留量质量分数为 0.25% ~ 0.32%，回收率为 50% ~ 64%；单相电渣重熔稀土的残留量质量分数为 0.030% ~ 0.07%，回收率为 10% ~ 20%。回收率波动这么大，与所用渣系、操作、工艺制度执行，还有原材料质量波动有关。现代电渣炼钢已跨入使用非自耗电极直接对钢水渣洗精炼、定向凝固、其内在和表面质量近同重熔锭，产量高、效率高、能耗低，由双联电渣变为一次电渣炼钢，成本降低较多，将成为新动向之一。

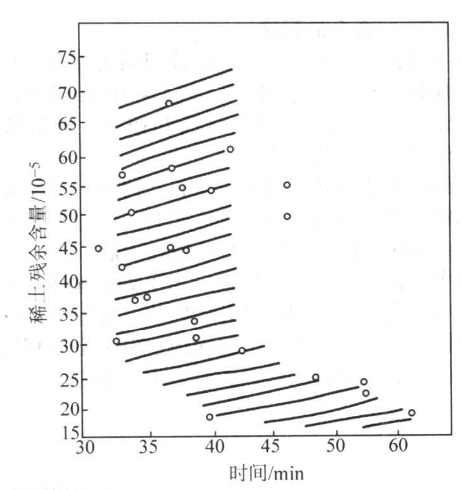


图 9.5-4　单相电渣炉重熔冶炼时间与稀土残留量的关系

2　Fe-Cr-Al 合金的热加工

2.1　Fe-Cr-Al 合金钢锭的锻造开坯

锻造热加工常用 C41-750、C41-1000、C41-2000 空气锤，也用蒸汽锤或电锻机进行开坯。

2.1.1　Fe-Cr-Al 合金锭的加热

加热制度非常重要，加热质量好坏直接影响锻造加工成败。Fe-Cr-Al 合金热导率为 16.75 W/（m·K），是纯铁的 1/4，即对同样大小的工件，加热到同样的温度，Fe-Cr-Al 所需时间是纯铁的 4 倍。

Fe-Cr-Al 电热合金中 Cr、Al 含量高，是脆性晶体金属结构，其热塑性低，尽管经过单相电渣重熔使钢锭外层晶粒细密、里层斜向结晶，加工性能有所改善，但实际中对它的加热升温仍需格外注意。如果加热升温速度过快，锭子内外温差过大，由此引起内外热应力相差也大，在加热过程中经常听到“啪”、“啪”的声音，说明钢锭内部因应力过大而开裂，而这种开裂又不能在后面热加工中“焊合”。同理，冷锭在炉温为 700 ~ 800℃的高温热装而引起的全炉锻裂或轧裂的教训并不新鲜。另一方面，为“赶时间”而中途快速提温，以抬高温度来代替保温时间，造成锻造或轧制撕裂——“鳄鱼张嘴”，一个钢锭对开成两半或边角严重开裂。这些现象都是加热不当造成的恶果。另外，应注意加热时不能让锭表面沾污许多煤焦油类碳渣子。

合适的加热速度应该是，对几十千克重的 Fe-Cr-Al 合金冷锭，入炉温度宜 100 ~ 200℃，开始 1 h 内以 1 ~ 2℃/min 速度升温。1 h 后以 5℃/min 速度升温，保温时间不少于 80 min，即整个加热、保温时间约 6 h 左右。对于平摊码放的钢锭其保温时间可稍缩减。如果是热送，本身温度在 800℃左右，入炉炉温 800 ~ 900℃，升温和保温也需 2.5 h。具体见表 9.5-1。

表 9.5-1　Fe-Cr-Al 合金锻前加热制度

钢种	钢号	火次	冷锭或红转温度	加热、升温		保温	
				温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min
电热合金	0Cr25Al5	一火	室温	1 250	260	1 250 ~ 1 200	90
	0Cr21Al6		800 ~ 900℃	1 250	70	1 250 ~ 1 200	80
	0Cr19Al3	二火				1 200 ~ 1 230	20 ~ 30
	1Cr13Al4						

注：1. 低牌号靠下限。
2. 回炉料靠下限。
3. 终锻温度 850℃左右。

2.1.2 Fe-Cr-Al 合金的锻造

锻造一般适合小钢锭，因大锭需机械夹持翻转而往往由初轧开坯代替。对高合金钢，尤其脆性组织结构的合金钢，锻造压下量自由度较大，便于试验和控制。经过锻压的坯料，转入轧制就容易加工得多。

没有经过单相电渣重熔的 Fe-Cr-Al 铸锭，即使表面经过扒皮的钢锭在开锻时也应特别小心轻打。经过单相电渣重熔的 Fe-Cr-Al 钢锭，在开锻时也需轻拍几下后马上转入重锤快锻，使整个横截面几乎同时变形。为了克服脆性而增加变形面积，充分利用高温区塑性较好的时机，锤座上最好垫一个砧子。锻打时，钢锭在砧子上迅速地、有节奏地翻转，不允许在同一打击面上连打三锤，而要上下、左右十字交替，四面均匀变形。由于锻造加工是上下受压变形，前后左右受拉变形的特点，故在锻打时，宜由锭身中间向两端扩展，不允许锤痕之间有较大台阶。已产生台阶的，一定要调转方向轻锤拍平。头火锻打时，钢锭变形交接口区长度不小于 100 mm。如果头火不顺，另一头降温太多，应回炉提温打二火，因为 Fe-Cr-Al 合金高温可塑范围较狭窄，否则容易开裂，甚至横断裂块飞出伤人。

经过单相电渣重熔的钢锭的锻造压下量可达 67% 以上。

锻造完的 Fe-Cr-Al 方坯如有大的折叠、劈头、裂口、缩孔等，都应趁热切除修理后码垛缓冷至室温。

经电渣重熔的 Fe-Cr-Al 钢锭锻打情况如照片图 9.5-5。

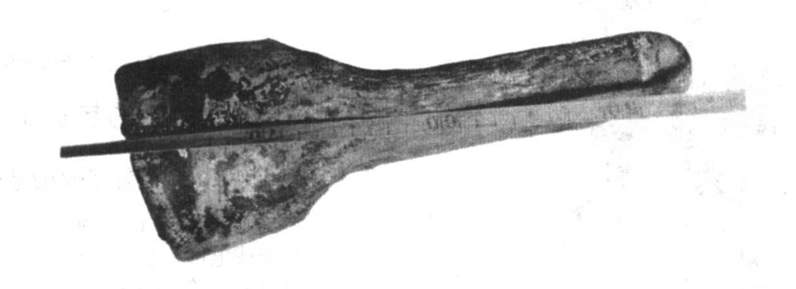


图 9.5-5　电渣重熔后 Fe-Cr-Al 钢锭在锻造半途的形态（正常）

2.2 Fe-Cr-Al 合金盘条的热轧加工

2.2.1 轧制设备

根据当前 Fe-Cr-Al 合金电渣重熔钢锭单重较小的特点，所需开坯轧机 ϕ500 就足够，ϕ300 和摩根 45°轧机作为中轧和成品轧机便可。或采用经过改进的灵活多变的 Y 型轧机，实行水平全线压应力轧制，较好地解决了 Fe-Cr-Al 轧制问题。

2.2.2 Fe-Cr-Al 合金轧制前的加热

轧前加热工艺制度见表 9.5-2，供参考。

钢锭比方坯的加热温度稍高，时间也稍长些，保温足够后即可开轧。如果在轧制过程中因轧机本身故障需要长时间的修复时，必须把炉温降到下限以下等待，不可随之任之。

表 9.5-2　Fe-Cr-Al 合金轧前加热制度

钢号	规格/mm	炉温/℃	升温		保温	
			温度/℃	时间/min	温度/℃	时间/min
0Cr25Al5 0Cr21Al6Nb	57×57～ 58×58	≤650	900～ 1 180	50	1 180～ 1 220	60
0Cr19Al5 1Cr13Al4		≤650	900～ 1 180	50	1 180～ 1 220	60

注：1. 低牌号执行中、下限。
2. 码方坯层数 2～4 层。
3. 冷坯装炉随炉升温 900℃前不少于 2 h。
4. 终轧温度 720℃左右水淬。

试验和生产实践说明，1 260℃短时间保温（约 30 min）、1 220℃开轧的 0Cr25Al5RETi 盘条水淬塑性最好。Fe-Cr-Al 热轧盘条淬水冷却是好办法。热轧 Fe-Cr-Al 带由于断面大，冷却条件较好，实行空冷。

2.2.3 Fe-Cr-Al 合金条、带热轧加工

Fe-Cr-Al 合金盘条轧制孔型和注意问题，请参考 Ni-Cr 合金钢热轧制中的轧制要点一节。应特别提醒：高温高速轧制，往往和晶粒粗大脆断连在一起，缺乏大调控和强制冷却者敬戒。

下面讨论热轧 Fe-Cr-Al 盘条的主要缺陷及防止措施。

（1）盘条表面折叠

其产生原因主要有：①坯料本身有飞边、耳子；②辊环破缺，轧槽严重磨损；③辊缝过大；④合金钢在轧制温度区域宽展性好，轧制温度偏高，加上辊跳或辊缝大等综合因素造成。

解决办法有：①坯料缺陷必须精整干净；②轧辊老化或材质不好，都应及时更换修理；③及时调整辊缝达到要求；④对宽展性好的要在下限温度轧制；⑤轧辊必须选择耐磨损、刚性好的材料；⑥机座和辊套、导卫等都要调整好才能轧制。

（2）盘条表面出耳子

双边耳子产生的原因有：①孔型设计的变形量不合理；②孔型磨损严重，造成轧件变大，下道变形不合理；③合金在该热加工温度区域伸展性好，孔型不合理，造成过充满；④成品导卫没调整好，夹板有问题。

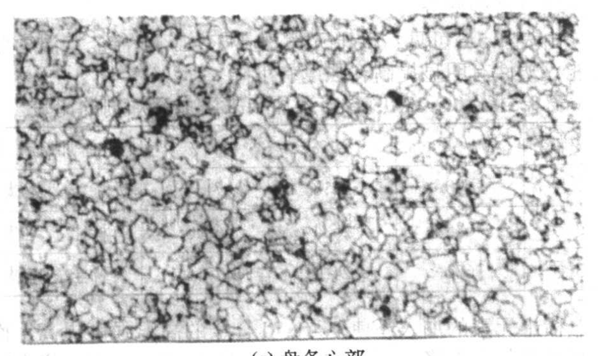
解决办法有：①孔型设计既要考虑体积相等原则，又要考虑该合金在热加工温度区域的宽展性能；②及时检查、更换不符合工艺要求的、磨损严重的轧辊；③辊缝调整要适宜；④宽展性好的温度区域要靠温度下限轧制；⑤导卫要正，横梁要合适，夹板要紧固等。其他类型耳子不赘述。

（3）盘条表面裂纹

盘条表面裂纹有纵裂、横裂和斜裂几种。影响因素较多，主要有：①Fe-Cr-Al 合金本身就是脆性晶体结构，冷脆转变温度较高（0～10℃，缺口敏感性较大，$q_e=\frac{\sigma_{\theta\theta}}{\sigma_{\theta\theta N}}$，远小于 1)；②高温下其晶粒长大很快，晶粒尺寸超过一定数值后，合金塑性急剧下降。③Fe-Cr-Al 合金盘条在未退火前都存在残余应力，例如 0Cr25Al5 盘条表层压应力（$\sigma_{\theta\theta}^{*}$）可达 －212 MPa，如遇寒冷的外界温度将加速释放，常听到“啪”、“啪”的声音。

要控制盘条裂纹，必须从选配料，冶炼工艺操作，减少杂质和气体，添加稀土元素，钢锭红转，入炉加热制度，

锻、轧工艺操作及方坯、轧件表面缺陷处理，尽力消除辊缝晶粒粗大不均，孔型设计合理，避免折叠和撕裂，导卫和夹板调整固定避免刮伤、咯伤等一系列方面入手，处理得当。辊缝晶粗大和盘条纵裂如图 9.5-6 和图 9.5-7 所示。



(a) 盘条心部

(b) 辊缝

图 9.5-6　轧条辊缝晶粒比盘条心部粗大

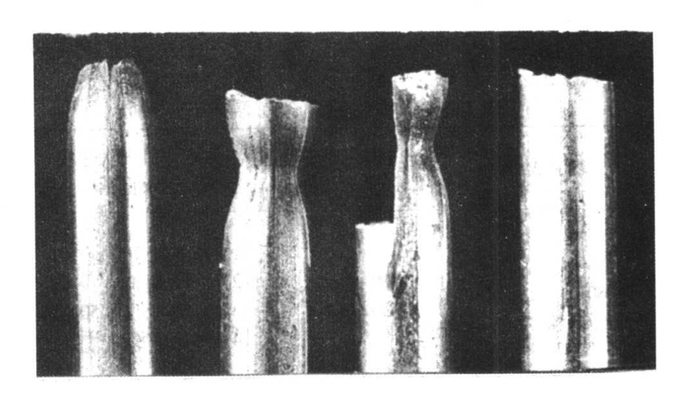


图 9.5-7　Fe-Cr-Al ϕ8.0 mm 盘条纵裂脆断实物照片

3　Fe-Cr-Al 合金丝的冷加工

3.1　Fe-Cr-Al 合金粗丝拔丝加工

本文重点是丝的冷加工——拔丝和热处理。部分高成分脆性大的 Fe-Cr-Al 合金大规格盘条宜采用温拔。冷拔丝工艺流程如图 9.5-8 所示。

3.1.1　Fe-Cr-Al 盘条的热处理

热轧盘条的终轧温度各异，表面质量也各不相同，加上没有在线退火，造成盘条内部晶粒度大小不一（辊缝处晶粒往往大于他处），超过韧脆转化临界尺寸，与热轧残余应力共同作用，容易引起裂纹，尤其是在冬季，如不及时进行退火处理，整批脆裂现象较多。

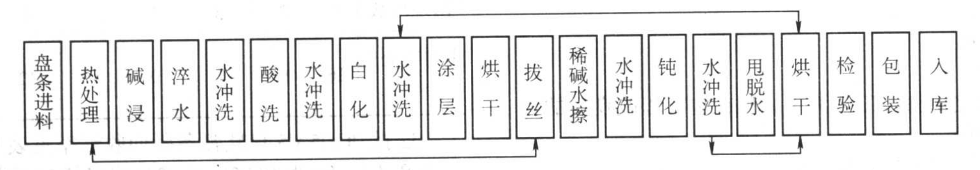


图 9.5-8　Fe-Cr-Al 合金粗丝拔丝工艺流程

盘条热处理的目的，是将 Fe-Cr-Al 盘条加热至再结晶温度以上 40℃左右，使其重新结晶，消除热轧残留应力，淬水冷却，提高塑性，促进晶粒均匀一致，为拔丝加工创造良好条件。

地井式热处理炉的热处理工艺如图 9.5-9 所示。而连续退火炉的炉温一般在 850℃左右，线速 < 10 m/min。

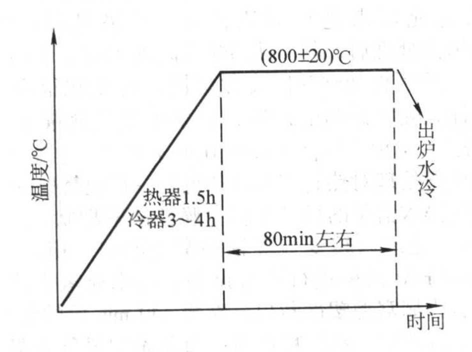


图 9.5-9　0Cr25Al5R 盘条地井炉退火工艺曲线

大企业可以考虑在轧制末了采取在线退火，例如电接触式连续退火或高频连续退火。

盘条退火的缺陷主要是过烧或局部欠火而造成软硬不均。

试验说明，Fe-Cr-Al 盘条或丝材，650℃便开始再结晶，750℃完全再结晶，800℃以后晶粒开始长大，900℃以上晶粒将迅猛增长。所以，Fe-Cr-Al 合金的热处理温度不能高于 900℃。

3.1.2　碱浸

碱浸的目的是暴裂盘条表面的氧化皮，为酸洗时容易去除氧化皮进行准备。

碱浸过程的化学反应如下。

1）Al_2O_3、Cr_2O_3 与 NaOH 反应生成铝酸盐和亚铬酸盐

$$Al_2O_3 + 2NaOH \longrightarrow 2NaAl_2O_3 + H_2O \tag{9.5-1}$$

$$Cr_2O_3 + 2NaOH \longrightarrow 2Na_2CrO_2 + H_2O \tag{9.5-2}$$

铝酸钠易溶于水，亚铬酸钠不溶于水。

2）亚铬酸钠被空气中的氧和硝酸钠氧化生成易溶于酸和水的铬酸钠

$$4NaCrO_2 + 3O_2 + 4NaOH \longrightarrow 4NaCrO_4 + H_2O \tag{9.5-3}$$

$$2NaCrO_2 + 3NaNO_3 + 3NaOH \longrightarrow 2Na_2CrO_4 + 3NaNO_2 + H_2O \tag{9.5-4}$$

3）亚铬酸盐即由氧化铁、氧化亚铁和四氧化三铁，被空气中的氧和硝酸钠氧化

$$2FeO \cdot Cr_2O_3 + NaNa_3 \longrightarrow Fe_2O_3 + 2Cr_2O_3 + NaNO_2 \tag{9.5-5}$$

$$4FeO \cdot Cr_2O_3 + O_2 \longrightarrow 2Fe_2O_3 + 4Cr_2O_3 \tag{9.5-6}$$

$$2FeO + NaNO_3 \longrightarrow Fe_2O_3 + NaNO_2 \tag{9.5-7}$$



$$2Fe_3O_4 + NaNO_3 \longrightarrow 3Fe_2O_3 + NaNO_2 \qquad (9.5\text{-}8)$$

碱浸工艺见表 9.5-3。

表 9.5-3　铁铬铝盘条碱浸工艺

溶液成分/%		溶液温度/℃	碱浸时间/min	每罐开盖一次被浸盘条重量
NaOH 80% (约 1 600 kg)	$NaNO_3$ 20% (约 400 kg)	500～650℃	2～3	1）每架约 700 kg； 2）5～6 架； 3）碱温不低于 500℃； 4）每架必浸没

3.1.3　酸洗工艺

Fe-Cr-Al 合金盘条或丝材的酸洗工艺见表 9.5-4。

表 9.5-4　Fe-Cr-Al 合金盘条或丝材酸洗工艺供参考

酸洗液成分/%			化验硫酸浓度/g·L⁻¹	温度/℃	时间/min
H_2SO_4	NaCl	水			
10～17	3～5	余量	110～190	50～80	20～40
			铁铬铝宜用下限		具体要看酸洗效果来决定，新液、旧液有区别

Fe-Cr-Al 合金酸洗同 Ni-Cr 合金一样，采用硫酸加盐酸，其原理可参考 Ni-Cr 的酸洗。另用 5%～6%冷硫酸水溶液浸泡 1 h 左右，也能达到去除一般氧化皮的目的，但只适合小规模生产。

3.1.4　白化工艺

同 Ni-Cr 合金。

3.1.5　涂层工艺

涂层以二硫化钼涂层工艺为主，现在也有以改良后的钙盐涂层或钠盐涂层。

二硫化钼涂层工艺见表 9.5-5。

表 9.5-5　Fe-Cr-Al 合金盘条或丝材二硫化钼涂层工艺

溶液成分	配入量/%	初配加入量/kg	中间加入量/kg	温度/℃	沾涂次数
二硫化钼 MoS_2	0.3～0.4	8	3		
元明粉 Na_2SO_4	10～15	300	100		
石粉膏 $Ca(OH)_2$	5～10	200	70	＞90℃	3
磷酸三钠 Na_3PO_4	2～3	60	20		
水 H_2O	余量	1 500			

3.2　Fe-Cr-Al 合金盘条和丝材的拔制

3.2.1　盘条椭圆度问题

拉拔后合金丝裂纹所在位置是有一定规律的，大多发生在盘条的外侧或与其相对应的内侧，而这内外侧正好是该盘条的椭圆短轴，这短轴正是轧制盘条的辊缝，是成品孔没充满的地方。

3.2.2　夹杂物的影响

单纯的 0Cr25Al5 合金中，非金属夹杂物的基本类型是氧化物（铝氧土、钛铁矿等）。三相电渣炉冶炼后，夹杂物的大小很不均匀。经过单相电渣重熔后，夹杂物显著降低，约从 0.068%降低到 0.009%。

在 0Cr25Al5 合金中加入稀土和钛后，夹杂物的类型发生了根本的变化。占主要地位的是氮化物夹杂（TiN 为主），氧化物只占少部分。

由表 9.5-6 可见：稀土元素改善 Fe-Cr-Al 合金室温力学性能，塑性有明显提高，强度有下降。

表 9.5-6　0Cr25Al5 合金添加和未添加添加剂的比较

试样号	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	添加剂
1 号	690	22.8	71.4	无稀土、无钛
2 号	688	25.4	68.0	有稀土、无钛
3 号	672	24.0	77.5	有稀土、有钛

稀土元素的加入还使 Fe-Cr-Al 合金的高温强度提高，而使高温伸长率下降（下降 45.7%），其 ϕ0.80 mm 寿命样在整个试验过程中不像未加稀土 Fe-Cr-Al 试样那样严重打卷，只稍有弯曲，Fe-Cr-Al 合金寿命提高 1 倍多。

3.2.3　氢气的影响

实践表明，热轧盘条经淬水其塑性得到改善，对生产中 32 批 0Cr25Al5 合金的力学性能进行统计分析表明：未经高温退火的热轧淬水盘条其抗张强度变化不大，σ_b 为 784～882 MPa，但 δ 波动较大，见表 9.5-7。

表 9.5-7　32 批 0Cr25Al5 热轧盘条淬火后的伸长率统计

项目	伸长率/%								备注
数字段	1～3	＞3～5	＞5～7	＞7～9	＞9～11	＞11～13	＞13～15	＞15	
出现次数	5	3	5	3	5	4	7	0	
占有百分比/%	16	9	16	9	16	12	22	0	

32 批 0Cr25Al5 热轧盘条断面收缩率见表 9.5-8。

表 9.4-8　32 批 0Cr25Al5 热轧盘条淬火后断面收缩率 ψ

%

数字段	0～10	＞10～20	＞20～30	＞30～40	＞40～50	＞50
出现次数	8	11	6	6	1	0
占有百分比/%	25	34	19	19	3	0

研究者对 ϕ8 mm 热轧 Fe-Cr-Al 淬水盘条采用 200℃左右低温处理，分析了合金中的 H_2 与 δ、ψ 之间的关系，甚至进行人为充氢来进行对比试验，结果显示：经 200℃、240 min恒温处理后，其 δ 由 3%提高到 17%，ψ 由 5%提高到 70%，再延长处理时间变化缓慢，σ_b 变化很小。对应于合金塑性大幅度提高的同时，盘条中氢气含量 $w(H_2)$ 从 $(2.8\sim2.1)\times10^{-6}$ 急剧下降至 0.88×10^{-6}，这证明在 200℃进行的保温处理对热轧淬水盘条也是一种脱氢处理。

热轧淬水盘条的显微断口呈脆性准解理状，经 200℃保温 240 min 处理后转变为等轴韧窝型断口。相反，对 ϕ6.3 mm 的 Fe-Cr-Al 圆棒进行充氢试验，与未充氢者进行比较，未充氢者为韧窝型塑性断口，充氢 140 min 后的整个断口呈准解理方式断口。经计算得出：当盘条中氢气含量 $w(H_2)$ 为 2.0×10^{-6}时，在 $T=50$℃时，可估算出氢气产生的内压 p_{H2}很高。实践统计得出：$[H_2]$ 达到 10×10^{-6}能使钢水冒涨，2.1×10^{-6}能使丝材脆断。

3.2.4　总压缩比与再结晶温度的关系

0Cr25Al5RTi 压缩率与再结晶温度关系如图 9.5-10 所示。

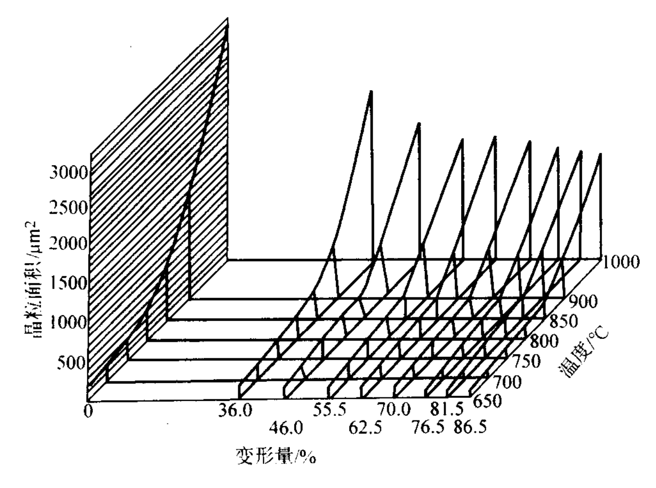


图 9.5-10 0Cr25Al5RTi 再结晶图

0Cr25Al5 合金不加稀土与加稀土和钛在不同退火温度下对晶粒度（面积）的影响如图 9.5-11 所示，其晶粒度评级见表 9.5-9。

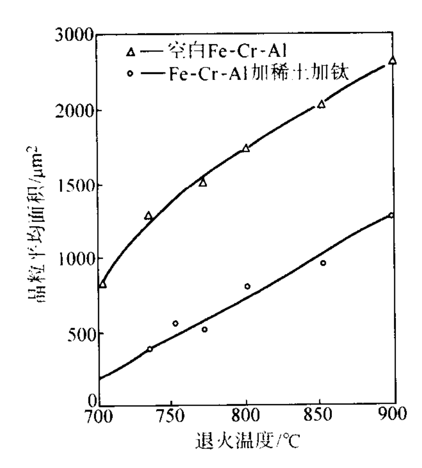


图 9.5-11 退火温度（保温 1 h）对晶粒平均面积的影响

表 9.5-9 晶粒度评级

温度/℃ \ 晶粒度级别 \ 牌号	0Cr25Al5RTi	0Cr25Al5
700	8	7
730	8	7
750	8	7
770	8	7
800	7	6
850	7	6
900	7	6

不同退火温度与 FeCrAl 丝材力学性能的关系如图 9.5-12 所示。

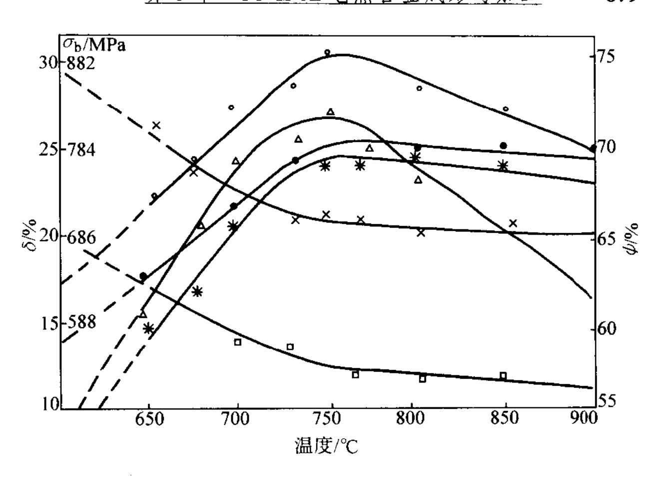


图 9.5-12 0Cr25Al5 与 0Cr25Al5RTi 在不同温度下的力学性能曲线（保温 75 min）

0Cr25Al5RTi：○ ψ%；● δ%；× σ_b

0Cr25Al5：△ ψ%；* δ%；□ σ_b

3.2.5 拔制工艺的制度

拔制主要问题是划伤以至断裂，其影响因素有总压缩量选择、道次压缩率分配、涂层、润滑剂、模具、过道零部件摩擦和阻挡等。在拉拔过程中，加稀土 Fe-Cr-Al 合金的总减面率可取 60%～80%。但退火后第一道减面率应取 30%～40%，拉拔速度可视不同拉拔设备而定，单机和联机有别，联机一般取 2～4 m/s，单机可慢一些，而连拔机涉及秒流量体积相等的原则。

3.2.6 拉拔 Fe-Cr-Al 合金线需注意的问题

1）涂层需薄且均匀，经 200℃充分烘干。

2）润滑剂需充分干燥，无杂质、无结焦，要供给足量和及时。

3）大于 ϕ2.5 mm 规格的 Fe-Cr-Al 丝，每次拔完需装入 200℃保温箱中保温。

4）高温 Fe-Cr-Al 大规格拔前需充分烘烤，趁热拔制，单机卧罐最好。

5）压头尖需平滑，不能扁，不能有棱角或台阶。

6）接焊头须趁殷红时对撞有劲，挤饼花需大薄，四周需磨平，不得留有焊渣和焊瘤。

7）润滑机制：目前，实际生产中选用水溶性、吸潮性小的钙基，中小规格则用钠基，或先钙基后钠基的连拔机润滑机制。

8）凡是断头率很高的某盘或某批次，应立即查找分析原因。

9）为改善大、中规格连拔机的拉拔润滑剂带入量，除了选择合适的涂层外，往往在每道拉丝模前增加一个比该模孔径规格大 1～1.5 mm 的压力模。

3.2.7 Fe-Cr-Al 合金细小规格丝的拔制生产

Fe-Cr-Al 合金细小规格丝的拔制生产工艺流程和 Ni-Cr 合金细小规格丝一致。

（1）小规格丝的拔前表面准备

来料必须是成分均匀，非金属夹杂细小均匀级别高，氢、氮、氧等气体微量存在，没有残留的表面折痕、劈裂、严重划伤、毛刺、竹节、扭股、严重的氧化色，明显的酸蚀麻坑，易腐蚀的酸、碱、盐类等。

其次是拉拔用的润滑剂，既要与丝材表面牢固黏合，保证拉拔时形成良好的润滑膜，又要求与拉丝模材料的黏合力要小，以保证其与拉丝模接触面的摩擦系数小；同时还要易于清洗，最好是水溶性的，或是在气体保护炉中能进行还原性燃烧而在细丝表面无残留物。因此，国内外都在探索和采用水溶性固体润滑剂和碳氢化合物液体润滑剂，例如钠基固体和烷基油类液体。

（2）ϕ1.5～1.0 mm 丝的表面清洗和热处理

国内外大多都已采用多根连续清洗方法，连着进行烘干和热处理的流水作业。此种工艺不但效率高，而且可以得到均匀、干净的丝材表面和力学性能连续一致的半成品。

目前对高合金小规格丝表面润滑剂的清洗，多采用电解去盐和超声波清洗法。机械刷洗法在国内应用还不多。

电解去盐法，是在特制的塑料长型槽中，以钢板作为阳极，钢丝作为阴极，电压 5～8 V，电流 120～200 A，槽中



装入浓度为4%左右的 NaOH 溶液，外加连二亚硫酸钠（俗称消毒粉）和环乙二醇等，液温60℃左右，钢丝以30～60 m/min的速度连续穿过6 m长的电解去盐区，再穿过50℃左右高压喷水区冲洗干净，压缩空气吹干，进入10 m长的高温连续退火炉进行再结晶热处理，穿过水冷套快速冷却，最后经过磷酸溶液池进行磷化处理，水洗吹干后作为细丝坯料。

超声波去盐法，是在特制的超声波长型槽中，功率2～4 kW，配入浓度为2%～4%磷酸水溶液，少量洗涤剂和水杨酸钠缓蚀剂，液温50～60℃，工作电压150 V，工作电流5 A左右，超声波频率20～30 kHz，钢丝以15～30 m/min速度穿过4～6 m长的超声波区域，由超声波激起的液体高压空腔冲击钢丝表面达到清洗杂物目的。再经过高压热水冲净、烘干，再进入10 m高温连续退火炉进行再结晶处理，快速冷却，磷化处理、冲洗干净、烘干，即可作为细丝坯料。对 Fe-Cr-Al 小规格丝的热处理温度为850～950℃，大于 ϕ0.5 mm 为30 m/min，小于 ϕ0.5 mm 为40～60 m/min。而 NiCr 合金丝，热处理温度为1 050～1 150℃，大于 ϕ0.8 mm 为30 m/min，小于 ϕ0.8 mm 为40～60 m/min。收、放线都采取同步恒速。连续光亮热处理的保护气氛一般采取液氨高温分解后经净化而成。

（3）细丝成品的拉拔

1）Fe-Cr-Al 细小规格总压缩率可达93%～95%，Ni-Cr 细小规格也可达90%。道次压缩率，粗丝一般都在20%以上，而细小规格一般在14%～16%。

2）拉拔力是钢丝拉拔的一个重要特征参数。

3）有资料介绍，在200～1 000 m/min 的高速拉拔时，拉丝模工作锥内表面上产生的压力可达500～2 000 MPa。

（4）Fe-Cr-Al 合金细丝光亮热处理

Fe-Cr-Al 合金细丝连续光亮热处理是采用液氨分解气作为保护气氛。净化后的保护气的露点在－50～－70℃之间。

（5）细小规格 Fe-Cr-Al 丝的主要缺陷及防止

1）断丝　主要原因可能是：①夹杂多，颗粒大，尤其是多棱角大颗粒的 TiN、AlN 之类；②裂纹深，裂口大，抗拉强度低；③干拔粉吸潮性大，造成拉拔严重划伤；④斜口断丝；⑤卡模断丝；⑥齐口断丝；⑦脆断。

解决办法是：①把住原材辅料关；②严格执行工艺，防止模具不配套，道次压缩量忽大忽小；③防止进水；④模具或模套一定要摆正，模口截面必与收线点切线垂直；⑤润滑剂必须干净且充分冷却等。

2）“花线”　是指光亮丝表面反光不一，呈花色散光。其主要现象是丝表面被拉毛或润滑剂温度高失效划伤丝面。

编写：唐锠世（首都钢铁集团公司）



第 6 章　电热合金常用牌号化学成分、性能及选用

1　常用牌号化学成分和性能

常用 Fe-Cr-Al 电热合金和 Ni-Cr 电热合金的化学成分、物理性能和最高使用温度见表 9.6-1。

工艺性能，按照 GB/T 1234—1995 规定：直径为 0.50～6.00 mm 的丝材，在规定的芯棒上缠绕 5 圈后，表面不得出现分层及裂纹。铁铬铝丝材允许用反复弯曲试验代替缠绕试验，反复弯曲次数不得少于 5 次。在生产加工前或出厂前都要对实物进行试验，得出结果后才能往下进行。

对于厚度大于 0.80 mm 的冷轧带材进行弯曲试验，其弯曲处不得出现分层和裂纹。

其化学性能将在下面使用注意事项中说明。

表 9.6-1　常用 Fe-Cr-Al 和 Ni-Cr 两类电热合金牌号、化学成分和性能

性能 \ 钢号		1Cr13Al4	0Cr25Al5	0Cr23Al5	0Cr21Al6	1Cr20Al3	0Cr21Al6Nb	0Cr27Al7Mo2	高稀土 FeCrAl (HRE)	Ni80Cr20	Ni60Cr15	备注
主要化学成分（质量分数）	C	0.12	0.06	0.06	0.06	0.10	0.05	0.05	0.05	0.08	0.08	
	Cr	12.0～15.0	23.0～26.0	20.5～23.5	19.0～22.0	18.0～21.0	21.0～23.0	26.5～27.8	24.0	20.0～23.0	15.0～18.0	
	Al	4.0～6.0	4.5～6.5	4.2～5.3	5.0～7.0	3.0～4.2	5.0～7.0	6.0～7.0	6.0	≤0.50	≤1.0	
	Fe	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量	余量	≤1.0	余量	
	Ni	—	—	—	—	—	Nb 加入量 0.5	Mo 加入量 1.8～2.2	—	余	55.0～61.0	
元件最高使用温度/℃		950	1 250	1 250	1 250	1 100	1 350	1 400	1 400	1 200	1 150	
电阻率 $\rho_{20}/\mu\Omega\cdot m$		1.25	1.42	1.35	1.42	1.23	1.45	1.53	1.45	1.09	1.12	
电阻温度修正系数 C_t	800℃	1.132	1.040	1.070	1.046	1.154	0.990	0.970	1.03	1.008	1.078	
	1 000℃	1.15	1.044	1.078	1.052	1.172	0.990	0.968	1.04	1.014	1.095	
	1 200℃	—	1.047	1.084	1.058	1.186	0.990	0.967	1.04	1.025	—	
密度/$g\cdot cm^{-3}$		7.40	7.10	7.25	7.16	7.35	7.10	7.10	7.10	8.40	8.20	
熔点（近似）/℃		1 450	1 500	1 500	1 500	1 500	1 510	1 520	1 500	1 400	1 390	
比热容/$J\cdot(g\cdot K)^{-1}$		0.490	0.494	0.460	0.520	0.490	0.494	0.494	0.494	0.440	0.494	
热导率/$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$		14.76	12.91	16.86	17.70	12.88	12.91	12.66	12.91	16.88	12.66	
平均线胀系数（20～1 000℃）$\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$		15.4	16.0	15.0	14.7	13.5	16.0	16.0	15.0	18.0	17.0	
组织		铁素体	铁素体	铁素体	铁素体	铁素体	铁素体	铁素体	铁素体	奥氏体	奥氏体	
磁性		磁性	磁性	磁性	磁性	磁性	磁性	磁性	磁性	非磁性	非磁性	
抗张强度 σ_b/MPa		550～750	700～800		600～800					650～800	650～800	供参考
伸长率 δ/%		16	16	16	16	16	12	10	16	20	20	
断面收缩率 ψ/%		65～75	70～75		65～75					60～70	60～75	
硬度 HB		200～260	200～260		200～260					130～150	130～150	

2　选用原则

购买电热合金丝的几个选择原则如下。

1）以国家电热合金产品标准为基础。我国电热合金产品的现行标准是 GB/T 1234—1995。在市场经济时代，电热合金产品的“名牌”较多，首先应以符合国家产品标准为前提。

2）掌握各类电热合金的主要特性，Fe-Cr-Al 类和 Ni-Cr 类电热合金的主要特性有所不同，其用途也有所不同。

3）选购电热合金丝材的目的要明确，“高要求，用高牌号”。

4）搞清使用电热合金丝材的环境条件。工作环境条件好的，选用中、低档材料；工作环境条件差的，选用中、上档材料。

5）成本意识要强。高档材料需高成本，但高档材料则使用寿命长，要考虑综合成本。



3 选材应注意的几个问题

3.1 最高允许使用温度

表 9.6-1 标出合金钢丝制成电热元件的最高使用温度，它不是指具体的炉温，不能和炉温混为一谈。通常，炉温比炉丝的温度要低 150℃左右，也即如果把它当作最高允许的炉温，那么炉丝的温度就要超过自己的熔点而烧化。炉温应比将要热处理的材料所需温度高出 5%～10%。

1）即使同一钢号但不同规格尺寸，其最高允许使用温度也有变化，见表 9.6-2。

表 9.6-2 电热合金丝不同规格与最高允许使用温度的关系

合金牌号 \ 允使温度/℃ \ 直径/mm	≥0.15～0.40	≥0.41～1.0	≥1.0～3.0	>3.0
HRE（高稀土）			1 200～1 350	1 400
0Cr21Al6Nb			1 250～1 350	1 400
0Cr27Al7Mo2			1 250～1 350	1 400
0Cr25Al5Re	900～1 050	1 050～1 150	1 150～1 250	1 300
0Cr23Al5RE	900～1 000	1 000～1 100	1 100～1 200	1 250
0Cr20Al5RE	850～950	900～1 000	950～1 100	1 200
1Cr13Al4	800～900	800～950	900～1 000	1 100
Ni80Cr20	900～1 000	1 000～1 050	1 050～1 150	1 200
Ni60Cr15	900～950	950～1 000	1 000～1 050	1 150

注：1. 通常在最高使用温度下工作的电热合金丝元件，其直径不小于 3.0 mm，同样，扁带厚度不小于 2 mm。
2. 凡带 RE 者其稀土残留量质量分数≥0.030%（希望值）。

如果使用温度过高，将使合金元件变形倒塌（图 9.6-1），造成短路烧毁。

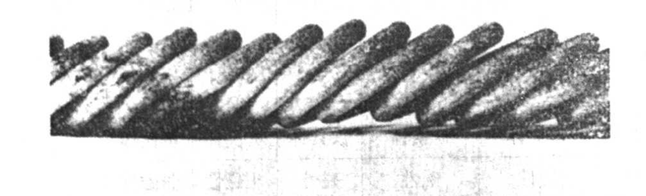


图 9.6-1 0Cr25Al5 元件温度过高变形倒塌

2）炉子气氛不同，同一牌号电热合金丝的允许最高使用温度也不同，见表 9.6-3。

表 9.6-3 炉中气氛不同、同一牌号电热合金丝最高允许使用温度的不同

炉内气氛 \ 允许使用温度/℃ \ 合金牌号		0Cr25Al5Re	0Cr23Al5Re 0Cr20Al5Re	0Cr21Al6Nb 0Cr27Al7Mo2	Ni60Cr15	Ni80Cr20
空气	干燥	1 300	1 200	1 400	1 100	1 150
	潮湿	1 100	1 000	1 200	1 050	1 100
氢气	干（含水 $<5\ g/m^3$）	使用温度同上，稳定性较差				
	湿（含水 $<20\ g/m^3$）					
氮气		900	850	950	1 100	1 150
分解氨		1 100	1 000	1 200	1 200	1 250
渗碳及渗氮共渗气氛		1 050	1 000	1 100	不能用	
含硫氧化性气氛		1 050	1 000	1 100	易腐蚀	
H_2SO_4，SO_2		900	850	950	不能用	
一氧化碳		不能用			950	1 050
二氧化碳		不能用				
放热型气体 10CO，$15H_2$，$5CO_2$，$60N_2$		1 100	1 000	1 150	1 150	—
吸热型气体 20CO，$40H_2$，$40N_2$		1 000	950	1 050	1 100	1 100
真空度/Pa		5.33	5.33	5.33	5.33	5.33
温度/℃		1 000	950	1 000	1 000	1 150

3.2 电阻温度系数对炉温的影响

电阻温度系数为正者，高温下，电炉丝电阻变大，电功率减小，炉温有所降低，因此在设计时，炉丝适当选粗一些，余地放宽些，避免温度达不到要求；电阻温度系数为负者，高温下，电炉丝电阻减小，电功率上升，炉温有所上升，控温仪表较易控制，不必过多考虑。

3.3 炉丝表面负荷的选择

表面负荷如何选择，一般产品说明书都有说明。表面负荷是个很重要的指标，它既影响整个加热系统的质量，又影响炉子的寿命和成本。一般按下限选取表面负荷，升温速度慢一些，炉丝规格粗些，多费些材料，但其安全系数大些，整个加热系统寿命也长。相反，表面负荷取上限，规格小些，升温快，节约原材料，但其寿命易低，过烧而发生事故。一般对工业用炉炉丝的表面负荷选用 1 W/cm^2 左右较为妥当。炉温高者取下限，炉温低者取上限。Fe-Cr-Al 可比 Ni-Cr 表面负荷选大些。敞开的比遮蔽的取大些。

3.4 Fe-Cr-Al 丝还是 Ni-Cr 丝的选择

选用 Fe-Cr-Al 丝，可使用温度比 Ni-Cr 丝高、节省材料、成本低。但它的高温强度比 Ni-Cr 低，易倒踢、长时间使用后脆性大，断丝后不易修复。

选用 Ni-Cr 丝，1 200℃以内非常好使，高温强度好，不易倒踢。基本上不脆断，断丝较易修复，可使用的时间较长。但投入大、成本高，非重要项目，一般采用较少。

两类电热合金丝对炉子气氛、处理对象（指它会产生的污染物）、接触的耐火材料等都各有所长、各有所忌。请看



下面耐蚀性能说明。

3.5 影响电热合金丝耐腐蚀性能的因素

（1）炉内气氛

1）空气 干燥而不被污染的空气和潮湿而不纯的空气对电热丝氧化膜影响不同。

电热合金丝在出厂前虽经过热处理，表面上形成初始氧化膜，但其薄且不纯、抗蚀性较差，故要求客户在加工成元件后进行再氧化处理。例如 0Cr25Al5 合金丝加热至 1 050℃、保温 7～10 h，随炉冷至室温便可。

在一定温度下合金丝表面生成氧化膜的厚度与合金本身的耐热性有关。Fe-Cr-Al 合金的耐热性比 Ni-Cr 合金好，所以其氧化膜较薄。薄的氧化膜黏着性较好，不易脱落，这对烧结陶瓷、上釉等工业炉很重要。Al_2O_3 氧化膜的结构细密、黏着牢靠、呈浅灰色，具有良好的耐蚀性。

Ni-Cr 合金在空气中高温下生成以氧化铬为主的氧化膜，呈浅绿色，也有很好的耐蚀性。

在真空中，没有有害气体的侵蚀，对合金丝表面进行再氧化处理，可生成较纯的氧化膜，会减少合金元素的挥发。

在潮湿、含水蒸气较浓的窑炉中，加热材料会产生大量的水蒸气，严重影响合金丝表面的氧化膜，使之疏松甚至剥落。这种影响对 Fe-Cr-Al 合金更甚，大大降低其使用寿命。

2）含碳气氛 电热合金元件直接暴露在含碳气氛中，如果使用温度不高，Fe-Cr-Al 合金丝还行。但随温度的升高，渗碳速率加大，氧化膜逐渐被破坏，生成某些共晶式碳化物，其熔点较低，容易熔断。或者碳化与氧化交替进行使元件基体遭受侵蚀而产生裂缝，毁及元件本身。为防止此种情况发生，可在元件表面涂覆无机釉层，情况会大为改善。

Ni80Cr20 电热合金在含碳气氛中有产生“绿蚀”的危险，即在高温下形成碳化铬腐蚀，所以该合金元件在 900～1 100℃温度范围内不能在放热型气体中使用（Ni60Cr15 合金可以）。因此，Ni-Cr 合金元件在高温下使用时要特别注意这一点。

3）含卤族元素的气氛 即使在低微量的卤族元素（氟、氯、溴、碘）环境中，都会对所有的电热合金元件产生严重的腐蚀，甚至在很低的温度下也是如此。Fe-Cr-Al 合金对氯的腐蚀很敏感，手汗中沾带的氯盐也会使之产生锈蚀，因此在制作元件时应尽量避免接触食盐。

4）含硫气氛 在含硫气氛（包括含硫杂质）中，Fe-Cr-Al 比 Ni-Cr 合金耐用。在含硫的氧化性气氛中 Fe-Cr-Al 比较稳定，而在含硫的还原性气氛中其寿命有所减少。Ni-Cr 合金对硫很敏感，硫与镍反应生成低熔点的硫化镍，并影响氧化铬保护膜的完整性。即使是微量的硫也会降低 Ni-Cr 合金元件的使用寿命。

5）含氢和氮的气氛 纯氢对电热合金元件无害。氨分解气有一定影响，尤其当其中混有氨的成分时，会缩短合金的使用寿命。Fe-Cr-Al 合金元件在不含氧的非常干燥的氮气中使用，由于生成氮化铝而降低其最高使用温度。例如，0Cr25Al5 合金在氮气中最高使用温度降到 950℃。

（2）盐类和氧化物

碱土金属的盐类，卤族盐类、硝酸盐、硅酸盐和硼化物等都会干扰元件表面氧化膜的完整性。重金属，例如铜、铅或铁的氧化物也是如此。氧化铁的斑点会妨碍氧化膜的形成而造成局部区域受侵蚀。氧化铅因为易蒸发，并会沉积在炉内较冷部位，使氧化铅的侵蚀往往发生在预料不到的地方。

未形成氧化膜的元件即使在低温下也会被水溶性盐类所侵蚀，普通的食盐会对合金产生严重的腐蚀。

（3）搪瓷和釉

搪瓷和釉常含有有害的化合物，它们通过烟雾或粉末污染元件表面，影响元件的正常使用。

（4）金属

一些熔融的金属（例如铟、铝、锌、锡和铅等）蒸气，能与电热合金起化学反应，而且这些金属易氧化，其氧化物多是低熔点，使元件寿命降低。例如，铝蒸气能将几年使用寿命的元件在一周之内报废。

（5）耐火材料

电热合金元件免不了要和作为其支撑的耐火材料接触，在选择耐火材料时，除了要考虑其耐火性以外，还应注意其化学成分，在使用温度下是否会与电热元件起化学反应。

由于 Fe-Cr-Al 合金的氧化膜是 Al_2O_3、Ni-Cr 合金的氧化膜是 Cr_2O_3，因此要求耐火材料最好是中性的，其次是碱性的，不能是酸性的。例如，当要求耐材的氧化铝含量 $w(Al_2O_3)\geqslant 48\%$ 时，在许多情况下，特别是在高温下使用时，应采用高铝耐火砖。在中低温情况下才能选用黏土砖。一般要求耐火砖中的 SiO_2 和 Fe_2O_3 含量愈低愈好，尤其是 Fe_2O_3 含量 $w(Fe_2O_3)$ 应低于 1%。另外，对强碱性氧化物，例如 Na_2O 和 K_2O 等的含量应在质量分数 0.1% 以下。

筑炉有时用水玻璃作为黏结剂，它对电热合金丝表面有损害作用，应避免其直接和元件接触。也应避免其与矿渣棉、蛭石粉直接接触。

高温下使用的支撑材料应具有足够大的绝缘电阻，以防漏电过大而损坏电热元件。

由于电热元件在高温下抗拉强度有限，要求作为其支撑的耐火材料的槽间距不能太大。

小家电用的电热管中使用的填充材料，例如氧化铝、氧化镁、氧化锆比较纯净，对 Fe-Cr-Al 和 Ni-Cr 电热元件都适用。

4 选用

4.1 选用电功率

电功率的计算公式列入表 9.6-4～表 9.6-6 中。

表 9.6-4 单相常压电功率和单根元件电阻计算

单相常压电功率 P	$P=UI$	$P=I^2R$	$P=\frac{U^2}{R}$	
单根元件电阻 R	$R=\frac{U^2}{P}$	$R=\frac{P}{I^2}$	$R=\rho\frac{L}{F}$	$\rho=0.785D^2R$

表 9.6-5 改变接线方法后电功率的变化比

接线方法转换	‖→+	△→Y	△→∧	Y→>	2△→△	2Y→Y	2△→2Y	Y→△
电功率比	$1:\frac{1}{n^2}$	$1:\frac{1}{3}$	$1:\frac{2}{3}$	$1:\frac{2}{3}$	$1:\frac{1}{2}$	$1:\frac{1}{2}$	$1:\frac{1}{3}$	1:3

注：U—线电压（V）；I—电流；R—元件电阻；P—电功率。
‖—并联；+—串联；△—三角形连接；Y—星形连接。
∧—角形断一相；>—星形断一相；n—串联元件数。



表 9.6-6 几种接线方法的电功率计算

接线名称	代号	示意图	元件总数	相电压/V	相电阻/Ω	相电流/A	总功率/kW	元件电压/V	备注
串联	+		n	$U_x=U$	$R_x=nr$	$I_x=U/nr$	$P=U^2/10^3nr$	$\frac{U}{n}$	
并联	‖		n	$U_x=U$	$R_x=r/n$	$I_x=nU/r$	$P=nU^2/10^3r$	U	
串-并	+ - ‖		mn	$U_x=U$	$R_x=nr/m$	$I_x=mU/nr$	$P=mU^2/10^3nr$	$\frac{U}{m}$	
并-串	‖ - +		mn	$U_x=U$	$R_x=mr/n$	$I_x=nU/mr$	$P=nU^2/10^3mr$	$\frac{U}{m}$	
星形	Y		3	$U_x=U/\sqrt{3}$	$R_x=r$	$I_x=U/\sqrt{3}r$	$P=U^2/10^3r$	$\frac{U}{\sqrt{3}}$	
角形	△		3	$U_x=U$	$R_x=r$	$I_x=U/r$	$P=3U^2/10^3r$	U	
星形断一相	>		2	$U_x=U/\sqrt{3}$	$R_x=r$	$I_x=U/\sqrt{3}r$	$P=2U^2/3\times10^3r$		
角形断一相	∧		2	$U_x=U$	$R_x=r$	$I_x=U/r$	$P=2U^2/10^3r$		
双星	YY		6	$U_x=U/\sqrt{3}$	$R_x=r/2$	$I_x=2U/\sqrt{3}r$	$P=2U^2/10^3r$	$\frac{U}{\sqrt{3}}$	
双角	△△		6	$U_x=U$	$R_x=r/2$	$I_x=2U/r$	$P=6U^2/10^3r$	U	

注：U—线电压（V）；r—元件电阻；n—每组电热元件件数；m—电热元件组数。

总电功率的选择与炉子的状况，例如容积、尺寸、所需温度的高低、要求的升温速度、保温状况、热处理周期等密切有关。

电阻炉的功率是炉子的重要指标之一。如果功率选择过大，发热元件温度与炉内温度相差过大，也会缩短电热元件的寿命。如果功率选择过小，炉子温度长时间升不到所要求的温度，达不到生产工艺和产品质量的要求，生产效率也低。

电阻炉电功率应采用热平衡计算方法来确定。这比较准确可靠。但它比较复杂，有些因素也不易确定，因此往往采取估算法来解决。

图 9.6-2 和图 9.6-3 可供炉膛容积 < 80 dm^3，< 3 000 dm^3 及 < 10 000 dm^3（1 dm^3 = 1/1 000 m^3），温度 < 300℃ 至 > 1 000℃的各种电阻炉查对。

如果是现成炉子，炉膛容积已定，图中曲线所示的功率未能满足生产工艺要求时，可适当增加或减小。要求快速升温时就增加功率，相反则减小功率。

对于特殊构造的电阻炉，例如长度很长、宽度很窄，或高度很矮的电阻炉，图中所示功率偏低，故在设计时务必注意。

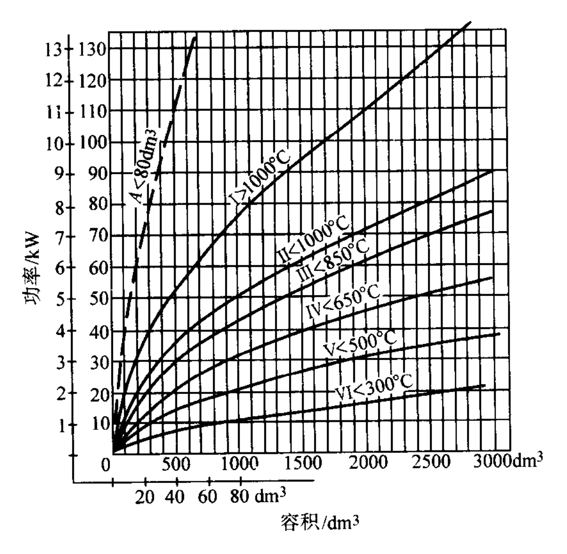


图 9.6-2 电阻炉容积与功率的关系

4.2 元件的表面负荷

表面负荷是指电热合金元件单位表面积上所分担的功率值，单位是 W/cm^2。

表面负荷选得高，元件的温度高。相反，表面负荷选得低，元件的温度也低。当电功率确定后，表面负荷选高些，

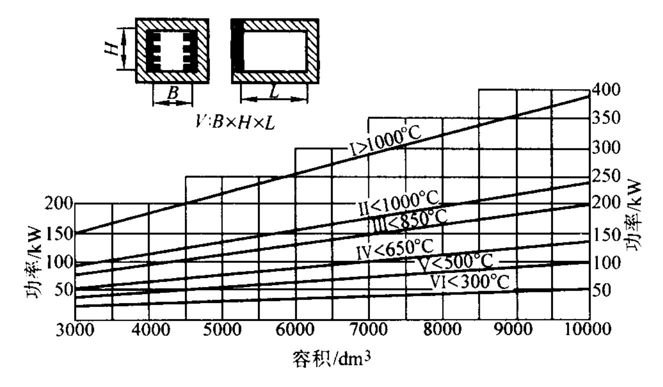


图 9.6-3　电阻炉容积与功率的关系

元件尺寸将小些，节省原材料。但是，元件的表面负荷与使用寿命成反比。

由于表面负荷与电热元件的材质、规格、构造、使用温度、散热状况、环境气氛、支撑材质、升降温度频率等有关。工业用电阻炉与家用电器有较大差别，不可能给出一通用数值。

根据多年实践经验，作出炉温与元件表面负荷的关系如图 9.6-4 所示，供工业炉设计时参考。

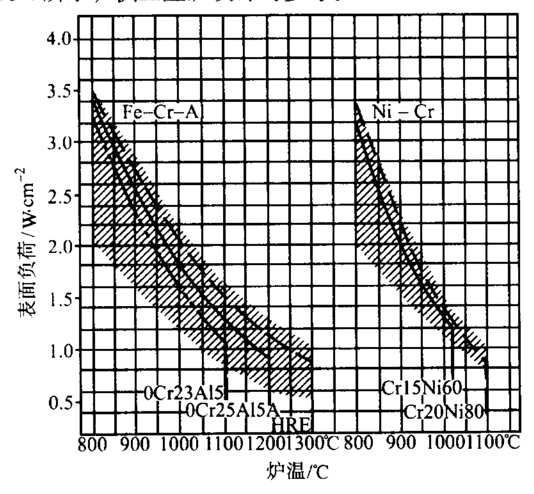


图 9.6-4　工业电炉加热元件表面负荷与炉温的关系

对小型家电或工业用电热器具，按安装情况有三种类型：①密闭型，一般选择 1 ~ 3 W/cm^2；②敞露支托型，散热较好，可选 3 ~ 10 W/cm^2；③敞露悬挂型，受自重作用而易变形，一般取 2 ~ 6 W/cm^2。

4.3　电热合金元件线径的确定

4.3.1　线径计算公式

使用下面公式可确定最合适的线径。

$$d = 0.343\sqrt[3]{\left(\frac{P}{U}\right)^2 \times \frac{\rho C_t}{\omega}} \tag{9.6-1}$$

式中，d 为直径，mm；P 为元件功率，W；U 为电压，V；ρ 为电阻率，10^{-6} Ω·m；C_t 为电阻温度修正系数；ω 为表面负荷，W/cm^2。

4.3.2　快速计算线径方法

利用合金丝或带材冷态单位电阻的表面积（单位为 cm^2/Ω）、可迅速计算出所需的线径和带的尺寸。而电热合金的各种规格线材或带材的 cm^2/Ω 值都可从相应的表格资料（例如《高电阻电热合金手册》或说明书）中查到。具体计算公式如下：

1）
$$f = \frac{I^2 C_t}{\omega} = \frac{PC_t}{\omega R_t} \tag{9.6-2}$$

式中，R_t 为元件在使用温度 t 时总电阻，从相应的表中可以查出相应于 f（cm^2/Ω）值的线径。

此公式适用于炉膛温度 ≥ 900℃ 的箱式、井式、马弗、罩式、车底式电阻炉等。

2）
$$f = 0.65 I^2 \tag{9.6-3}$$

式中，I 为工作电流。

该公式适用于采用 0Cr25Al5Re 电热元件，工作温度不超过 1 200℃ 的上述电阻炉。

3）
$$f = 0.172 I^2 \tag{9.6-4}$$

式中，I 为工作电流。

此公式适用于民用盘式电炉上。

［例 1］　已知元件功率为 15 kW，电压为 220 V，使用温度为 1 300℃，如果选用 0Cr21Al6Nb 合金，求线径并校验 ω。

解：根据已知条件，算出元件的工作电流：

$$I = \frac{P}{U} = \frac{15\,000}{220} = 68.18\ (\mathrm{A})$$

0Cr21Al6Nb 在 1 300℃时的 C_t 值为 1.05，表面负荷 ω 选 1 W/cm^2，将其代入式（9.6-2），求得

$$f = \frac{I^2 C_t}{\omega} = \frac{(68.18)^2 \times 1.05}{1.0} = 4\,881\ (\mathrm{cm^2/\Omega})$$

查对应于 0Cr21Al6Nb 冷态合金线的 cm^2/Ω 表中最接近 4 881的值是 4 740，其对应的线径是 ϕ6.5 mm。

核校实际表面负荷是：

$$\omega = \frac{I^2 C_t}{f} = \frac{(68.18)^2 \times 1.05}{4\,740} = \frac{4\,881}{4\,740} = 1.03\ (\mathrm{W/cm^2})$$

实际结果的表面负荷比预选的高 0.03 W/cm^2，证明此结果符合要求。

［例 2］　已知元件的功率为 1 500 W，电压为 220 V，使用温度为 1 000℃，其热态电阻为：

$$R_t = \frac{U^2}{P} = \frac{220^2}{1\,500} = \frac{48\,400}{1\,500} = 32.27\ (\Omega)$$

选用 Ni80Cr20 合金丝，表面负荷选 3 W/cm^2，1 000℃时 C_t = 1.05，将上面数值代入上面公式：

$$f = \frac{PC_t}{\omega R_t} = \frac{1\,500 \times 1.05}{3 \times 32.27} = \frac{1\,575}{96.81} = 16.27\ (\mathrm{cm^2/\Omega})$$

在 Ni80Cr20 冷拉合金丝的表中查最接近 16.27 cm^2/Ω 的是 16.5 cm^2/Ω，对应的线径为 ϕ0.90 mm。

校核实际表面负荷是：

$$\omega = \frac{PC_t}{fR_t} = \frac{1\,500 \times 1.05}{16.5 \times 32.27} = \frac{1\,575}{532.455} = 2.96\ (\mathrm{W/cm^2})$$

校核结果，实际表面负荷比预选的低 0.04 W/cm^2，证明此结果符合要求。

用同样的方法可算出带材的 cm^2/Ω，然后查找相应合金带的数据表，即可得到所需的合金带尺寸。

4.3.3　图解法求线径

利用曲线图 9.6-5 ~ 图 9.6-8 可以迅速地决定或验证合金丝的直径和长度。

按照实际使用中直径与温度的对应关系，对于 Fe-Cr-Al 和 Ni-Cr 两类电热合金分别作出两区段曲线图：一区段适用于1 000℃以上，线径为 2.0 ~ 8.0 mm；另一区段适用于 1 000℃以下，线径为 0.20 ~ 2.0 mm。

这里对 Fe-Cr-Al 类产品只提供 0Cr25Al5 合金的曲线图。Ni-Cr 类产品只提供 Ni80Cr20 的曲线图。其他牌号合金的数据，请按表 9.6-7 所列出的系数进行修正。



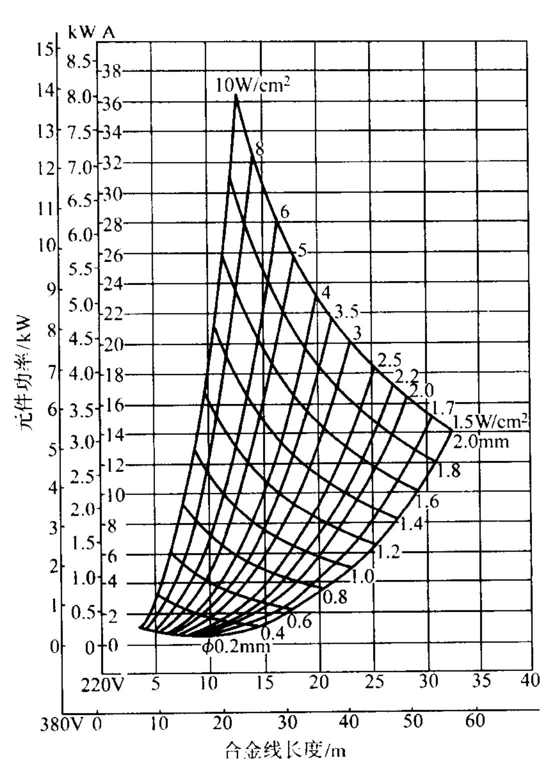


图 9.6-5 0Cr25Al5A 合金线元件计算曲线图

合金线直径：ϕ0.2～2.0 mm

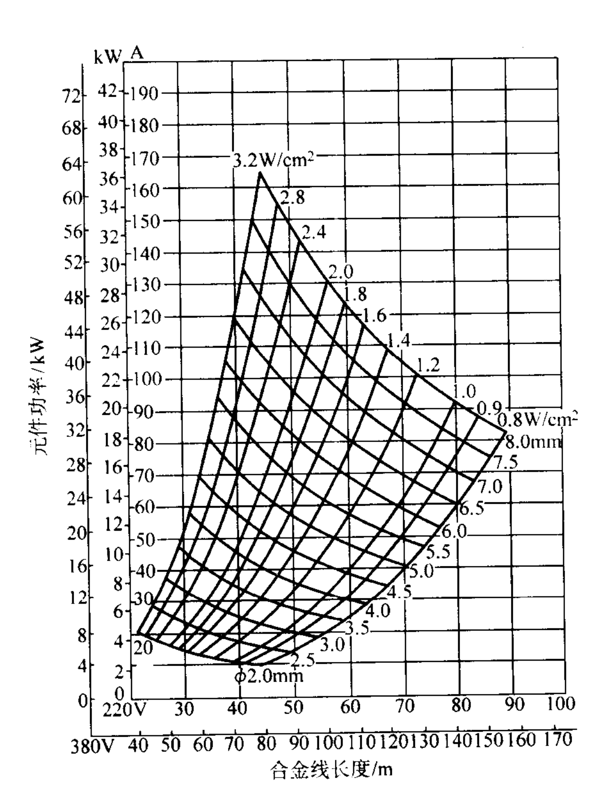


图 9.6-6 0Cr25Al5A 合金线元件计算曲线图

合金线直径：ϕ2.0～8.0 mm

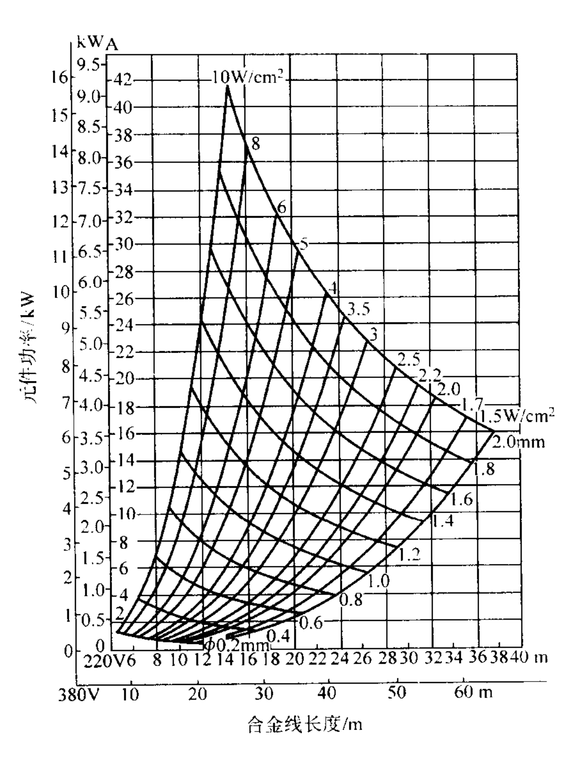


图 9.6-7 Cr20Ni80 合金线元件计算曲线图

合金线直径：ϕ0.2～2.0 mm

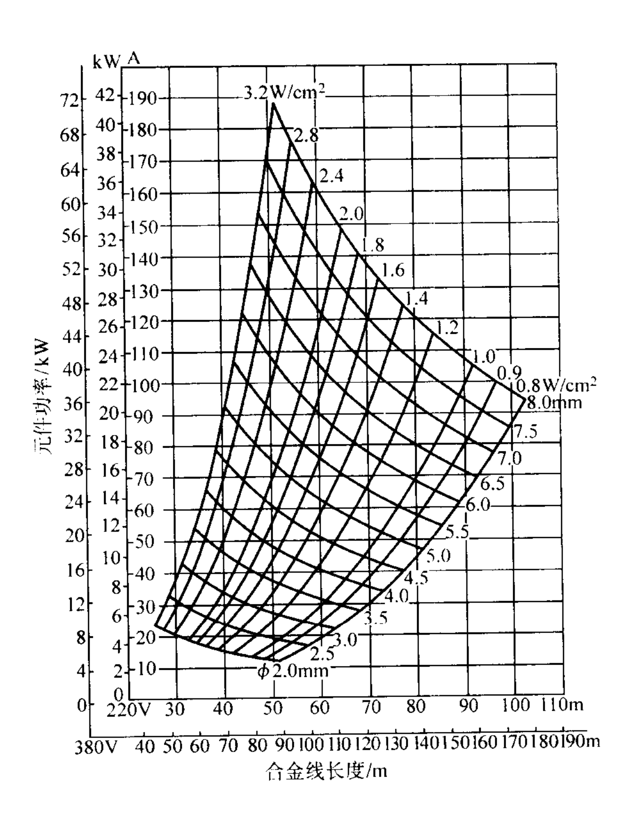


图 9.6-8 Cr20Ni80 合金线元件计算曲线图

合金线直径：ϕ2.0～8.0 mm



表 9.6-7　长度与表面负荷修正系数

合金牌号	修正系数	
	合金线长度/m	表面负荷/$W \cdot cm^{-2}$
HRE	0.97	1.04
0Cr21Al6Nb	0.98	1.02
0Cr25Al5A	1	1
0Cr23Al5	1.04	0.96
0Cr19Al5	1.05	0.95
0Cr19Al3	1.14	0.88
1Cr13Al4	1.12	0.89
Cr20Ni80	1	1
Cr15Ni60	0.98	1.02

图解法运用举例：

[例 1]　元件功率为 15 kW，电压为 220 V，使用温度为 1 200℃，表面负荷选 1 W/cm^2，合金材质为 0Cr25Al5，求合金线直径及长度。

用图解法：

1）在图 9.6-5 上找到 220 V 坐标；

2）从 220 V 的纵坐标上找到 15 kW；

3）以 15 kW 处为起点，平行于横坐标作一直线与表面负荷为 1 W/cm^2 的曲线相交，该交点对应的线径曲线为 ϕ6.5 mm；

4）再从该交点平行纵标向下划一直线，与 220 V 的长度标线相交于 74 m 处。此与计算基本相符（即表面负荷实为 1.02 W/cm^2，长度实为 76 m）。

若合金材质改用 HRE 时则长度乘以系数 0.97，得 72 m，表面负荷乘以系数 1.04 得 1.06 W/cm^2。

[例 2]　Ni80Cr20 合金线径与长度选用，方法同 [例 1]。

需强调的是，当炉子功率大于 25 kW 时，应分三相路承担。几百千瓦者应分组承担与控制。

带元件和套管内加热体丝材选用计算请参考有关使用说明书。

编写：唐锡世（首都钢铁集团公司）



参 考 文 献

1 李美栓编著．金属的高温腐蚀．北京：冶金工业出版社，2001
2 首钢总厂编著．高电阻电热合金手册．北京：冶金工业出版社，1992
3 孙珍宝，林慧国等．合金钢手册：上册．北京：冶金工业出版社，1984



第10篇

高温合金

主　编　冯　涤
编　写　冯　涤　袁　英　庄景云　孙家华
张　莹　李世琼　王　焱　韩光炜
审　稿　中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会





第1章 概 述

高温合金是以铁、镍、钴为基，能在大约600℃以上的高温下抗氧化或腐蚀，并能在一定应力作用下长期工作的一类合金。这类合金的合金化程度很高，使用温度和熔点差距小，在英、美等国称之为超合金。高温合金是航空和航天发动机热端部件使用的关键材料。在先进的航空发动机中，高温合金用量占发动机总重量的60%以上。高温合金在高温下有很高的持久、蠕变和疲劳强度。其典型组织是奥氏体基体和弥散分布于其中的第二相（碳化物、金属间化合物和其他稳定化合物）。γ′［Ni_3Al（Al、Ti）］是最重要的强化相，它和基体共格析出，高温强化效果十分显著。通过调整合金元素（Al，Ti，Nb，Ta）含量和热处理制度，可有效地控制γ′相的析出数量、形貌和分布，得到不同的高温性能，满足不同服役条件的需求。

高温合金中常用W、Mo、Cr等元素，通过固溶增强奥氏体基体，微量元素C、B、Zr、Mg、Y、Ce等用于合金净化和晶界强化，S、P、Pb、Sn、As、Sb、Bi被认为是需严格控制的有害元素。根据合金成分控制的要求，大多数高温合金需采用真空冶炼工艺。为合金洁净化和组织控制，还需要采用真空自耗或电渣重熔工艺。对于合金化程度高、难于热加工变形和需特殊组织控制的合金，通常采用精密铸造、定向凝固、粉末冶金和机械合金化等工艺和制备技术。

高温合金还在能源、医药、石油化工等工业部门的高温耐蚀、耐磨等领域得到广泛应用，是国防和国民经济建设中不可或缺的一类重要材料。高温合金材料的研制和生产是国家工业现代化的重要标志之一。

1 高温合金的重要特征和用途

通常高温合金以铁、镍、钴为基体元素。由于这3种元素基本属性不同，对应高温合金的金属特征、合金元素的强化效应、显微组织和高温强度特征都有所不同。

1.1 高温合金主要的金属特征

纯铁的密度为7.87 g/cm^3，镍和钴的密度约为8.9 g/cm^3，所以铁－镍基高温合金的密度为7.9～8.3 g/cm^3，镍基高温合金的密度为7.8～8.9 g/cm^3，钴基高温合金的密度为8.3～9.4 g/cm^3。高温合金的密度受合金化元素的影响，铝、钛、铬降低密度，钨、钼、铼、钽增高密度。材料的密度对提高发动机的推重比有重要意义。在发动机转动部件的设计中，材料的密度是减少离心应力的关键因素之一，涡轮叶片材料的密度直接影响涡轮盘的工作寿命。纯铁、钴、镍的熔点分别为1 537℃、1 495℃、1 453℃。高温合金的初熔温度和熔化温度是合金成分和制备工艺的函数，通常，钴基合金的初熔温度比镍基合金高。铁和钴有同素异构转变，铁、钴在室温下分别是体心立方和密排六方结构，在高温下转变为面心立方结构。镍在所有温度下均为面心立方结构，没有同素异构转变。通常高温合金基体为单一的面心立方结构的奥氏体组织，因为奥氏体组织比铁素体具有更高的高温强度，在各种温度下具有良好的组织稳定性和使用可靠性。在钴基和铁基高温合金中，通过加入扩大奥氏体元素以获得稳定的奥氏体基体。高温合金使用温度的极限不是受同素异构转变的限制，而是受其初熔温度和强化相溶解温度的影响。

镍具有较高的化学稳定性，铁和钴的抗氧化性能比镍差，钴的耐热蚀性能优于镍。为了获得更好的抗氧化和耐热腐蚀性能，3种基体的合金中都需加入铬。通常，含高铝的镍－铬合金具有优异的抗氧化性能，这是因为这类合金能在合金表面形成保护性的Cr_3O_2和Al_2O_3膜。由于钴的硫化物比镍的硫化物难熔，硫在钴中的扩散率低，而且钴基高温合金中的铬含量比镍基合金高，所以钴基高温合金的耐热腐蚀性能优于镍基合金。铁、钴、镍的合金化能力不同，镍具有最好的相稳定性，铁最差。因此，铁、钴基合金的合金化受到限制，而镍基合金可以添加更多的合金化元素，获得更高的强度而不生成有害相。

高温合金的弹性模量约为207 GPa左右，不同合金体系的多晶合金的弹性模量从172 GPa到241 GPa，控制定向晶粒和晶体取向的工艺可使弹性模量从124 GPa提高到310 GPa，这取决于加载方向与晶体取相的关系。高温合金的物理性能（热膨胀性、导热性、导电性）比其他金属系低，这与基体和加入的难熔金属有关。为了燃气涡轮的有效工作，其部件都设计为最小公差配合，因此，热膨胀性是重要的设计因素，这也是发展低膨胀高温合金的原因。由于高合金化的影响，高温合金的热导性只有纯铁、纯镍和纯钴的10%～30%，为了减少热应力和热疲劳破坏倾向，要求尽可能地提高高温合金的热导性。

高温合金具有一定塑性，钴基合金的塑性通常低于铁－镍基和镍基高温合金。铁－镍基和镍基高温合金一般可以挤压、锻造和轧制成形，高度合金化的高强合金通常只能铸造成形。

1.2 合金元素的强化效应

高温合金的化学元素十分复杂，一般含有十多种合金元素，此外，还含有一些不可避免的杂质元素。所谓合金强化就是把多种合金元素加入到基体中，产生强化效应。这些强化效应包括固溶强化、第二相强化以及晶界强化。

固溶强化是将一些元素加入到铁、钴、镍基合金中，形成合金化的单相奥氏体而得到强化。高温合金中合金元素的固溶强化作用主要来自溶质和溶剂原子之间的尺寸因素、电子因素和化学因素的差别，这些因素决定了合金元素在基体中的溶解度。各种合金元素的溶解度是不同的。以镍基为例，各合金元素溶解度的顺序是：Cr＞Mo＞W＞V＞Nb＞Ta＞Al＞Ti＞Be，而固溶强化的能力却相反，即Cr＜Mo＜W＜V＜Nb＜Ta＜Al＜Ti＜Be。当然，具体合金中各种元素的强化作用还要综合考虑，实际上，W、Mo、Cr是强固溶强化元素，其他元素强化作用较弱，Al、Ti是沉淀强化元素。多种溶质在单一溶剂中所产生的多元固溶强化作用大于单独加入一个溶质的作用，通称为复合固溶强化作用。

高温合金的第二相强化分为时效析出沉淀强化、铸造第二相骨架强化和弥散质点强化等。高温合金是由面心立方的奥氏体基体和各种第二相组成的。影响合金性能的第二相有：高温合金中的碳化物相MC、$M_{23}C_6$、M_6C、M_7C_3（少有），在铁－镍基和镍基合金中的γ′－面心立方有序的Ni_3（Al，Ti）相、γ″－体心四方有序的Ni_3Nb相、η－密排六方有序的Ni_3Ti相、δ－正交有序的Ni_3Nb相等。除固溶强化外，高温合金的强度主要来自沉淀强化，主要的沉淀强化相是γ′和γ″相；镍基高温合金由于可以获得共格的Ni_3（Al，Ti）－γ′相强化而得到迅速的发展，成为最重要的一类高温合金。在Ni－Al系或含Al、Ti的多元固溶体中，γ′相的溶解度随温度变化较大，高温时溶解，低温时效析出，且弥



散、均匀地分布在基体上。γ′相本身有很好的强度，同时可以参与变形，不会由于它的大量析出而引起脆性，所以γ′相成为高温合金的主要强化相。共格应力强化是强化的重要特征，具有最大错配度的γ′相对位错运动的阻碍作用最大，γ-γ′间的错配度可以通过改变基体成分、调整Al、Ti相对量、加入少量其他元素控制在一定范围内。共格应力强化作用大约在600~700℃以下有效，高温下，错配度大的γ′相稳定性差。因此，对更高温度使用的高温合金，采用错配度较小的γ′相更为稳定。γ′相的尺寸和数量是其强化效果的重要参量，按γ′相阻碍位错运动的两种不同方式，γ′相存在一个临界质点尺寸，小于临界尺寸，切割机制起作用，大于临界尺寸，Orowan绕过机制起作用。临界尺寸处可以获得最大的强化效果。临界尺寸与γ′相的数量有关，数量愈多，则临界尺寸愈大。对于镍基合金，可以通过加入γ′相形成元素Al、Ti、Nb、Ta增多γ′相的数量，也可以用Co、Cr、Fe等元素降低γ′相溶解度来增加其数量。镍基高温合金中γ′相的数量已从早期的10%增加到65%以上。γ′相的稳定性直接影响合金的高温使用性能。在一些镍基、镍铁基合金中，添加足够量的铌或铌+钽时会析出体心四方结构的γ″相，这种强化相可以使合金获得高的屈服强度，但由于它是亚稳相，在高温长期作用下会发生γ″→δ-Ni_3Nb相的转变，因此这类合金的使用温度不能高于650~700℃。

镍基高温合金中的碳化物有两种：一次碳化物和二次碳化物，在熔态金属和凝固初期形成的一次MC型碳化物，主要是TiC、NbC，其作用是形成凝固过程的结晶核心，以及在热处理过程中限制晶粒长大。二次碳化物有3种类型：$M_{23}C_6$、M_6C、M_7C_3，可以在热处理或高温使用中分解析出，二次碳化物在晶界析出对合金的力学性能有重要影响，晶界膜状析出的碳化物会使合金脆化，降低合金持久性能。以不连续的链状颗粒析出有助于改善合金塑性，可以缓解应力集中，推迟断裂。通常碳化物相通过沉淀硬化仅提供有限的直接强化，更多的是通过抗剪切稳定晶界提供强化。η、δ和γ′相一起用于高温合金变形过程的组织控制，它们对强度的贡献取决于具体合金和工艺。钴基合金中存在碳化物骨架强化。

弥散强化高温合金主要是用氧化物（常用有Y_2O_3）或其他与基体不起作用的第二相强化。氧化物等第二相质点在高温下十分稳定，具有很高的高温强度（$0.85T_m$温度下），质点尺寸一般为纳米级且弥散分布。这类合金的基体可以同时进行固溶强化和共格或非共格的时效沉淀强化，使合金在中温和高温下都有很高的强度。

晶界强化主要是通过净化晶界杂质和控制晶界的形态及析出相的形态而得到强化。高温形变时高温合金的晶界最薄弱，在高温和应力作用下，首先在晶界产生裂纹，因此，晶界强化有重要意义。高温合金中的一些微量元素和一些杂质元素是典型的晶界偏析元素，其平均含量极少，但由于偏析，使其在晶界的浓度较高，其结果导致对晶界的弱化或强化。为此，提高合金的洁净度和微合金化成为改善高温合金性能的重要措施。高温合金中的有害杂质元素往往是低熔点的，与基体元素形成低熔点化合物或共晶体。有害元素首先是气体，氮、氢、氧含量需严格控制，对磷、硫的控制也早已引起重视。其他杂质元素（如铋、碲、硒、铅、铊等）的控制也逐渐严格。有益的微合金化元素主要是稀土元素、镁、钙、硼、锆、铪等。此外，控制晶粒尺寸和晶界形态对晶界强化有很大影响，通常大晶粒材料有较高的蠕变强度，小晶粒材料有较好的抗疲劳性能和较高的屈服强度。晶界的平直与弯曲对蠕变性能有很大影响，采用特殊工艺获得弯曲晶界是一种强化晶界的有效方法。

合金元素在不同合金中的作用如下：

元素作用	铁基合金	钴基合金	镍基合金
稳定基体	C，W，Ni	Ni	—
固溶强化	Cr，Mo	Nb，Cr，Mo，Ni W，Ta	Co，Cr，Fe，Mo W，Ta，Re
γ′相形成元素	Ni，Al，Ti	—	Al，Ti
提高γ′相溶解温度	—	—	Co
抑制γ′相粗化	—	—	Re
形成中间相	Al，Ti，Nb	Al，Mo，Ti，W，Ta W，Ta	Al，Ti，Nb
形成碳化物元素			
MC	Ti	Ti	W，Ta，Ti，Mo，Nb，Hf
M_7C_3	—	Cr	Cr
$M_{23}C_6$	Cr	Cr	Cr，Mo，W
M_6C	Mo	Mo，W	Mo，W，Nb
提高抗氧化性	Cr	Al，Cr	Al，Cr，Y，La，Ce
提高耐腐蚀性	Cr，La，Y	Cr，La，Y，Th	Cr，La，Th
晶界净化	—	—	B，C，Zr，Hf
提高抗蠕变性	B	—	B，Ta
提高持久强度	B	B，Zr	B
抑制η相	Al，Zr	—	—

高温合金中主要元素含量（质量分数，%）的一般范围

元素	铁-镍基和镍基合金	钴基合金
Cr	5~25	19~30
Mo，W	0~12	0~11
Al	0~6	0~4.5
Ti	0~6	0~4
Co	0~20	基体
Ni	基体	0~22
Nb	0~5	0~4
Ta	0~12	0~9
Re	0~6	0~2

1.3 高温合金的应用

高温合金从一开始就用于航空发动机，在现代航空发动机中，高温合金材料的用量占发动机总重量的40%~60%，主要用于四大热端部件：燃烧室、导向器、涡轮叶片和涡轮盘。此外，还用于机匣、环件、加力燃烧室和尾喷口等部件。除此以外，高温合金还是火箭发动机、地面和舰用燃气轮机高温热端部件不可替代的材料。20世纪70年代，高温合金在原子能、能源动力、交通运输、石油化工、冶金矿山、玻璃建材、环境保护和医疗器械等民用部门得到推广应用。用于这些部门的高温合金，除少部分仍然利用其高温下的高强度外，主要是利用其高温耐磨性和高温耐蚀性，这部分高温合金的成分特点是以铁、镍、钴为基，含有较多的铬（通常质量分数为20%~60%或更高），并以钨、钼和稀土元素进行强韧化，为了保证长期使用稳定性和工艺性能，很少加入铝、钛等γ′相形成元素。

鉴于高温合金用途的重要性，对高温合金的质量要求极为严格。外部质量检查包括外表轮廓形状、尺寸精度、表面缺陷清除等，例如锻制和轧制棒材的圆度误差不能大于直径偏差的70%，其弯曲度每米长度不大于6 mm；热轧板材的平面度每米长度不大于10 mm；精密铸造叶片的叶身型面的尺寸极限偏差约为+0.45/-0.40 mm或更小，与叶身长度和型面弦长度相关。对其内部质量检查项目包括：化学成分、合金组织、力学、物理和化学性能等。高温合金的化学成分除主元素外，对氮、氢、氧及杂质微量元素都有要求，最严



格的单晶合金要分析检测 35 种元素，其中的杂质元素，例如铋、硒、碲、铊的含量在质量分数 10^{-6} 以下。显微组织检测有低倍和高倍要求，包括晶粒度、断口分析、疏松、夹杂物尺寸和分布、洁净度和晶界状态等。高温合金的力学性能检测项目有室温和高温拉伸性能和冲击性能，高温持久和蠕变性能，高周和低周疲劳性能，热疲劳和热冲击性能，蠕变和疲劳交互作用下的力学性能等，还要提供高温长期时效后的组织稳定性和力学性能数据。高温合金的物理性能包括密度、熔化温度范围、热导率、比热容、线胀系数等。高温合金的化学性能包括抗氧化和耐腐蚀性能。

2 高温合金的分类和牌号

高温合金通常按照合金基体元素的种类分类，可分为铁和铁镍基、镍基和钴基 3 类。根据合金强化类型不同，高温合金可分为固溶强化型合金和时效强化型合金。根据合金材料成形方式不同，高温合金可分为变形高温合金、铸造高温合金和粉末高温合金 3 类。变形高温合金产品品种有饼材、棒材、板材、环形件、管材、带材和丝材等。铸造高温包括等轴晶铸造高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金。粉末高温合金分普通粉末冶金高温合金和氧化物弥散强化高温合金两种。习惯上，由于高温合金研发和涡轮喷气发动机紧密联系在一起，高温合金还可以按用途分为涡轮盘用高温合金、叶片用高温合金和燃烧室用高温合金。近年来，金属间化合物高温材料迅速发展，已经成为高温合金材料中的另一分支。

国外高温合金牌号按各开发生产厂的注册商标命名，常见的合金牌号和相应注册商家如下：

合金牌号	注册商家
CMSX	Cannon – Muskegon（勘能 – 马斯克根公司）
Discaloy	Westinghouse corporation（西屋公司）
Gatorize	United Aircraft Company（联合航空公司）
Haynes	Haynes International，Inc（国际汉因斯公司）
Hastelloy	Haynes International，Inc（国际汉因斯公司）
Ultimet	Haynes International，Inc（国际汉因斯公司）
Incoloy	Inco Alloys International，Inc（国际因科公司）
Inconel	Inco Alloys International，Inc（国际因科公司）
MA	Inco Alloys International，Inc（国际因科公司）
Mar – M	Martin Marietta Corporation（马丁·马丽塔公司）
Monel	Inco Family of Companies（因可母公司）
Multiphase	Standard Pressed Steel Co.（标准压制钢公司）
Nimonic	Mond Nickel Company（蒙特镍公司）
Rene	General Electric Company（通用电气公司）
REP	Whittaker Corporation（惠特克公司）
Udimet	Special Metal Inc.（特殊金属公司）
Udimar	Special Metal Inc.（特殊金属公司）
Unitemp	Universal – Cyclops steel Corporation（UC 钢公司）
Vitallium	Howmet Corporation（豪迈特公司）
Waspaloy	Pratt & Whitney Company(普拉特 – 惠特尼公司）

2.1 分类

1）高温合金分类　根据合金的基本成形方式或特殊用途，将合金分为变形高温合金、铸造高温合金（等轴晶铸造高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金）、焊接用高温合金丝、粉末冶金高温合金和弥散强化高温合金。

2）金属间化合物高温材料分类　镍铝系金属间化合物高温材料和钛铝系金属间化合物高温材料。

2.2 牌号表示方法

采用字母作前缀，后接阿拉伯数字的表示方法。

2.2.1 牌号的前缀表示方法

变形高温合金采用“GH”作前缀；

等轴晶铸造高温合金采用“K”作前缀；

定向凝固柱晶高温合金采用“DZ”作前缀；

单晶高温合金采用“DD”作前缀；

焊接用高温合金丝采用“HGH”作前缀；

粉末冶金高温合金采用“FGH”作前缀；

弥散强化高温合金采用“MGH”作前缀；

金属间化合物高温材料采用“JG”作前缀。

2.2.2 阿拉伯数字的表示方法

阿拉伯数字的表示方法分为两类：变形高温合金和焊接用高温合金丝牌号中数字的表示方法；其他高温合金和金属间化合物高温材料牌号中数字的表示方法。

1）变形高温合金和焊接用高温合金丝牌号中数字的表示方法　均采用 4 位阿拉伯数字，第一位数字表示合金的分类号，即：

1—表示铁或铁镍［w（Ni）＜50%］为主要元素的固溶强化型合金；

2—表示铁或铁镍［w（Ni）＜50%］为主要元素的时效强化型合金；

3—表示镍为主要元素的固溶强化型合金；

4—表示镍为主要元素的时效强化型合金；

5—表示钴为主要元素的固溶强化型合金；

6—表示钴为主要元素的时效强化型合金；

7—表示铬为主要元素的固溶强化型合金；

8—表示铬为主要元素的时效强化型合金。

焊接用高温合金丝牌号中的第一位数字没有强化类型分类的含义，只沿用变形高温合金牌号的数字表示方法。

第二位至第四位数字表示合金的编号，不足 3 位的合金编号用数字“0”补齐，“0”放在第一位表示分类号的数字与合金编号之间。第一位数字单双数的选择，按合金主要使用的强化类型确定。

2）其他高温合金和金属间化合物高温材料牌号中数字的表示方法　铸造高温合金（等轴晶铸造高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金）一般采用三位阿拉伯数字；其余类型高温合金和金属间化合物高温材料采用四位阿拉伯数字。第一位数字表示合金的分类号，即：

1—表示钛铝系金属间化合物高温材料；

2—表示铁或铁镍［w(Ni)＜50%］为主要元素的合金；

4—表示镍为主要元素的合金和镍铝系金属间化合物高温材料；

6—表示钴为主要元素的合金；

8—表示铬为主要元素的合金；

第二位以后的数字表示合金的编号。不足位的合金编号用数字“0”补齐，“0”放在第一位表示分类号的数字与合金编号之间。

3）其他符号的使用方法　在合金编号的数字后允许使用字母，表示原合金的改型合金，如表示某种工艺、特定化学成分等。

2.3 高温合金和金属间化合物高温材料牌号的命名和使用

1）凡经过科研、试制并经主管部门正式组织鉴定、转入成批生产的高温合金和金属间化合物高温材料，以及国家正式立项研制、生产工艺稳定并有供货的合金或材料，由主要生产、研制单位提出材料牌号的注册申请。

2）在科研、试制阶段的高温合金和金属间化合物高温材料，可以根据本标准的牌号表示方法命名。

3）允许将新牌号与原牌号并列等效使用，在技术文件



中可以同时列出新、旧牌号。

2.4 常用高温合金和金属间化合物高温材料牌号及其化学成分

1）变形高温合金牌号及其化学成分见表10.1-1。

2）铸造高温合金（等轴晶铸造高温合金、定向凝固柱晶高温合金和单晶高温合金）牌号及其化学成分见表10.1-2。

3）焊接用高温合金丝牌号及其化学成分见表10.1-3。

4）粉末冶金高温合金牌号及其化学成分见表10.1-4。

5）弥散强化高温合金牌号及其化学成分见表10.1-5。

6）金属间化合物高温材料牌号及其化学成分见表10.1-6。

表 10.1-1 变形高温合金牌号及其化学成分（质量分数） %

铁或铁镍［w（Ni）< 50%］为主要元素的变形高温合金

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb
GH1015	GH15	≤0.08	19.00~22.00	34.00~39.00	—	4.80~5.80	2.50~3.20	—	—	余量	1.10~1.60
GH1016[1]	GH16	≤0.08	19.00~22.00	32.00~36.00	—	5.00~6.00	2.60~3.30	—	—	余量	0.90~1.40
GH1035[2]	GH35	0.06~0.12	20.00~23.00	35.00~40.00	—	2.50~3.50	—	≤0.50	0.70~1.20	余量	1.20~1.70
GH1040[3]	GH40	≤0.12	15.00~17.50	24.00~27.00	—	—	5.50~7.00	—	—	余量	—
GH1131[4]	GH131	≤0.10	19.00~22.00	25.00~30.00	—	4.80~6.00	2.80~3.50	—	—	余量	0.70~1.30
GH1139[5]	GH139	≤0.12	23.00~26.00	15.00~18.00	—	—	—	—	—	余量	—
GH1140	GH140	0.06~0.12	20.00~23.00	35.00~40.00	—	1.40~1.80	2.00~2.50	0.20~0.60	0.70~1.20	余量	—
GH2035A	GH35A	0.05~0.11	20.00~23.00	35.00~40.00	—	2.50~3.50	—	0.20~0.70	0.80~1.30	余量	—
GH2036	GH36	0.34~0.40	11.50~13.50	7.00~9.00	—	—	1.10~1.40	—	≤0.12	余量	0.25~0.50
GH2038	GH38A	≤0.10	10.00~12.50	18.00~21.00	—	—	—	≤0.50	2.30~2.80	余量	—
GH2130	GH130	≤0.08	12.00~16.00	35.00~40.00	—	1.40~2.20	—	—	2.40~3.20	余量	—
GH2132	GH132	≤0.08	13.50~16.00	24.00~27.00	—	—	1.00~1.50	≤0.40	1.75~2.35	余量	—
GH2135	GH135	≤0.08	14.00~16.00	33.00~36.00	—	1.70~2.20	1.70~2.20	2.00~2.80	2.10~2.50	余量	—
GH2150	GH150	≤0.08	14.00~16.00	45.00~50.00	—	2.50~3.50	4.50~6.00	0.80~1.30	1.80~2.40	余量	0.90~1.40
GH2302	GH302	≤0.08	12.00~16.00	38.00~42.00	—	3.50~4.50	1.50~2.50	1.80~2.30	2.30~2.80	余量	—
GH2696	GH696	≤0.10	10.00~12.50	21.00~25.00	—	—	1.00~1.60	≤0.80	2.60~3.20	余量	—
GH2706	GH706	≤0.06	14.50~17.50	39.00~44.00	—	—	—	≤0.40	1.50~2.00	余量	2.50~3.30
GH2747	GH747	≤0.10	15.00~17.00	44.00~46.00	—	—	—	2.90~3.90	—	余量	—
GH2761	GH761	0.02~0.07	12.00~14.00	42.00~45.00	—	2.80~3.30	1.40~1.90	1.40~1.85	3.20~3.65	余量	—
GH2901	GH901	0.02~0.06	11.00~14.00	40.00~45.00	—	—	5.00~6.50	≤0.30	2.80~3.10	余量	—
GH2903	GH903	≤0.05	—	36.00~39.00	14.00~17.00	—	—	0.70~1.15	1.35~1.75	余量	2.70~3.50
GH2907	GH907	≤0.06	≤1.00	35.00~40.00	12.00~16.00	—	—	≤0.20	1.30~1.80	余量	4.30~5.20
GH2909	GH909	≤0.06	≤1.00	35.00~40.00	12.00~16.00	—	—	≤0.15	1.30~1.80	余量	4.30~5.20
GH2984	GH984	≤0.08	18.00~20.00	40.00~45.00	—	2.00~2.40	0.90~1.30	0.20~0.50	0.90~1.30	余量	—

新牌号	原牌号	La	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
GH1015	GH15	—	—	—	≤0.010	—	≤0.050	0.60	1.50	0.020	0.015	0.250
GH1016	GH16	—	—	0.100~0.300	≤0.010	—	≤0.050	0.60	1.80	0.020	0.015	—
GH1035	GH35	—	—	—	—	—	≤0.050	0.80	0.70	0.030	0.020	—
GH1040	GH40	—	—	—	—	—	—	0.50~1.00	1.00~2.00	0.030	0.020	0.200
GH1131	GH131	—	—	—	0.005	—	—	0.80	1.20	0.020	0.020	—
GH1139	GH139	—	—	—	≤0.010	—	—	1.00	5.00~7.00	0.035	0.020	—
GH1140	GH140	—	—	—	—	—	≤0.050	0.80	0.70	0.025	0.015	—
GH2035A	GH35A	—	≤0.010	—	0.010	—	0.050	0.80	0.70	0.030	0.020	—
GH2036	GH36	—	—	1.250~1.550	—	—	—	0.30~0.80	7.50~9.50	0.035	0.030	—
GH2038	GH38A	—	—	—	≤0.008	—	—	1.00	1.00	0.030	0.020	



续表 10.1-1

新牌号	原牌号	La	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
GH2130	GH130	—	—	—	0.020	—	0.020	0.60	0.50	0.015	0.015	—
GH2132	GH132	—	—	0.100~0.500	0.001~0.010	—	—	1.00	1.00~2.00	0.030	0.020	—
GH2135	GH135	—	—	—	≤0.015	—	≤0.030	0.50	0.40	0.020	0.020	—
GH2150	GH150	—	—	—	≤0.010	≤0.050	≤0.020	0.40	0.40	0.015	0.015	0.070
GH2302	GH302	—	—	—	≤0.010	≤0.050	≤0.020	0.60	0.60	0.020	0.010	—
GH2696	GH696	—	—	—	≤0.020	—	—	0.60	0.60	0.020	0.010	—
GH2706	GH706	—	—	—	≤0.006	—	—	0.35	0.35	0.020	0.015	0.300
GH2747	GH747	—	—	—	—	—	≤0.030	1.00	1.00	0.025	0.020	—
GH2761	GH761	—	—	—	≤0.015	—	≤0.030	0.40	0.50	0.020	0.008	0.200
GH2901	GH901	—	—	—	0.010~0.020	—	—	0.40	0.50	0.020	0.008	0.200
GH2903	GH903	—	—	—	0.005~0.010	—	—	0.20	0.20	0.015	0.015	—
GH2907	GH907	—	—	—	≤0.012	—	—	0.07~0.35	1.00	0.015	0.015	0.500
GH2909	GH909	—	—	—	≤0.012	—	—	0.25~0.50	1.00	0.015	0.015	0.500
GH2984	GH984	—	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.010	0.010	—

镍为主要元素的变形高温合金

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb
GH3007	GH5K	≤0.12	20.00~35.00	余量	—	—	—	—	—	≤8.00	—
GH3030	GH30	≤0.12	19.00~22.00	余量	—	—	—	≤0.15	0.15~0.35	≤1.50	—
GH3039	GH39	≤0.08	19.00~22.00	余量	—	—	1.80~2.30	0.35~0.75	0.35~0.75	≤3.00	0.90~1.30
GH3044	GH44	≤0.10	23.50~26.50	余量	—	13.00~16.00	≤1.50	≤0.50	0.30~0.70	≤4.00	—
GH3128	GH128	≤0.05	19.00~22.00	余量	—	7.50~9.00	7.50~9.00	0.40~0.80	0.40~0.80	≤2.00	—
GH3170	GH170	≤0.06	18.00~22.00	余量	15.00~22.00	17.00~21.00	—	≤0.50	—	—	—
GH3536	GH536	0.05~0.15	20.50~23.00	余量	0.50~2.50	0.20~1.00	8.00~10.00	≤0.50	≤0.15	17.00~20.00	—
GH3600	GH600	≤0.15	14.00~17.00	≥72.00		—	—	≤0.35	≤0.50	6.00~10.00	≤1.00
GH3625	GH625	≤0.10	20.00~23.00	余量	≤1.00	—	8.00~10.00	≤0.40	≤0.40	≤5.00	3.15~4.15
GH3652	GH652	≤0.10	26.50~28.50	余量	—	—	—	2.80~3.50	—	≤1.00	—
GH4033	GH33	0.03~0.08	19.00~22.00	余量	—	—	—	0.60~1.00	2.40~2.80	≤4.00	—
GH4037	GH37	0.03~0.10	13.00~16.00	余量	—	5.00~7.00	2.00~4.00	1.70~2.30	1.80~2.30	≤5.00	—
GH4049	GH49	0.04~0.10	9.50~11.00	余量	14.00~16.00	5.00~6.00	4.50~5.50	3.70~4.40	1.40~1.90	≤1.50	—
GH4080A	GH80A	0.04~0.10	18.00~21.00	余量	≤2.00	—	—	1.00~1.80	1.80~2.70	≤1.50	—
GH4090	GH90	≤0.13	18.00~21.00	余量	15.00~21.00	—	—	1.00~2.00	2.00~3.00	≤1.50	—
GH4093	GH93	≤0.13	18.00~21.00	余量	15.00~21.00	—	—	1.00~2.00	2.00~3.00	≤1.00	—
GH4098	GH98	≤0.10	17.50~19.50	余量	5.00~8.00	5.50~7.00	3.50~5.00	2.50~3.00	1.00~1.50	≤3.00	≤1.50
GH4099	GH99	≤0.08	17.00~20.00	余量	5.00~8.00	5.00~7.00	3.50~4.50	1.70~2.40	1.00~1.50	≤2.00	—
GH4105	GH105	0.12~0.17	14.00~15.70	余量	18.00~22.00	—	4.50~5.50	4.50~4.90	1.18~1.50	≤1.00	—
GH4133	GH33A	≤0.07	19.00~22.00	余量	—	—	—	0.70~1.20	2.50~3.00	≤1.50	1.15~1.65
GH4133B	GH4133B	≤0.06	19.00~22.00	余量	—	—	—	0.75~1.15	2.50~3.00	≤1.50	1.30~1.70
GH4141	GH141	0.06~0.12	18.00~20.00	余量	10.00~12.00	—	9.00~10.50	1.40~1.80	3.00~3.50	≤5.00	—
GH4145	GH145	≤0.08	14.00~17.00	≥70.00	≤1.00	—	—	0.40~1.00	2.25~2.75	5.00~9.00	0.70~1.20
GH4163	GH163	0.04~0.08	19.00~21.00	余量	19.00~21.00	—	5.60~6.10	0.30~0.60	1.90~2.40	≤0.70	—



续表 10.1-1

镍为主要元素的变形高温合金											
新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb
GH4169	GH169	≤0.08	17.00~21.00	50.00~55.00	≤1.00	—	2.80~3.30	0.20~0.80	0.65~1.15	余量	4.75~5.50
GH4199	GH199	≤0.10	19.00~21.00	余量	—	9.00~11.00	4.00~6.00	2.10~2.60	1.10~1.60	≤4.00	—
GH4202	GH202	≤0.08	17.00~20.00	余量	—	4.00~5.00	4.00~5.00	1.00~1.50	2.20~2.80	≤4.00	—
GH4220	GH220	≤0.08	9.00~12.00	余量	14.00~15.50	5.00~6.50	5.00~7.00	3.90~4.80	2.20~2.90	≤3.00	—
GH4413	GH413	0.04~0.10	13.00~16.00	余量	—	5.00~7.00	2.50~4.00	2.40~2.90	1.70~2.20	≤5.00	
GH4500	GH500	≤0.12	18.00~20.00	余量	15.00~20.00	—	3.00~5.00	2.75~3.25	2.75~3.25	≤4.00	—
GH4586	GH586	≤0.08	18.00~20.00	余量	10.00~12.00	2.00~4.00	7.00~9.00	1.50~1.70	3.20~3.50	≤5.00	—
GH4648	GH648	≤0.10	32.00~35.00	余量	—	4.30~5.30	2.30~3.30	0.50~1.10	0.50~1.10	≤4.00	0.50~1.10
GH4698	GH698	≤0.08	13.00~16.00	余量	—	—	2.80~3.20	1.30~1.70	2.35~2.75	≤2.00	1.80~2.20
GH4708	GH708	0.05~0.10	17.50~20.00	余量	≤0.50	5.50~7.50	4.00~6.00	1.90~2.30	1.00~1.40	≤4.00	—
GH4710	GH710	≤0.10	16.50~19.50	余量	13.50~16.00	1.00~2.00	2.50~3.50	2.00~3.00	4.50~5.50	≤1.00	—
GH4738	GH738 (GH684)	0.03~0.10	18.00~21.00	余量	12.00~15.00	—	3.50~5.00	1.20~1.60	2.75~3.25	≤2.00	—
GH4742	GH742	0.04~0.08	13.00~15.00	余量	9.00~11.00	—	4.50~5.50	2.40~2.80	2.40~2.80	≤1.00	2.40~2.80

新牌号	原牌号	La	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
GH3007	GH5K	—	—	—	—	—	—	1.00	0.50	0.040	0.040	0.500~2.000
GH3030	GH30	—	—	—	—	—	—	0.80	0.70	0.030	0.020	0.200
GH3039	GH39	—	—	—	—	—	—	0.80	0.40	0.020	0.012	—
GH3044	GH44	—	—	—	—	—	—	0.80	0.50	0.013	0.013	0.070
GH3128	GH128	—	—	—	≤0.005	≤0.060	≤0.050	0.80	0.50	0.013	0.013	—
GH3170	GH170	0.100	—	—	≤0.005	0.100~0.200	—	0.80	0.50	0.013	0.013	—
GH3536	GH536	—	—	—	≤0.010	—	—	1.00	1.00	0.025	0.015	0.500
GH3600	GH600	—	—	—	—	—	—	0.50	1.00	0.040	0.015	0.500
GH3625	GH625	—	—	—	—	—	—	0.50	0.50	0.015	0.015	0.070
GH3652	GH652	—	—	—	—	—	≤0.030	0.80	0.30	0.020	0.020	—
GH4033	GH33	—	—	—	≤0.010	—	≤0.020	0.65	0.40	0.015	0.007	—
GH4037	GH37	—	—	0.100~0.500	≤0.020	—	≤0.020	0.40	0.50	0.015	0.010	0.070
GH4049	GH49	—	—	0.200~0.500	≤0.025	—	≤0.020	0.50	0.50	0.010	0.010	0.070
GH4080A	GH80A	—	—	—	≤0.008	—	—	0.80	0.40	0.020	0.015	0.200
GH4090	GH90	—	—	—	≤0.020	≤0.150	—	0.80	0.40	0.020	0.015	0.200
GH4093	GH93	—	—	—	≤0.020	—	—	1.00	1.00	0.015	0.015	0.200
GH4098	GH98	—	—	—	≤0.005	—	≤0.020	0.30	0.30	0.015	0.015	0.070
GH4099	GH99	—	≤0.010	—	≤0.005	—	≤0.020	0.50	0.40	0.015	0.015	—
GH4105	GH105	—	—	—	0.003~0.010	0.070~0.150	—	0.25	0.40	0.015	0.010	0.200
GH4133	GH33A	—	—	—	≤0.010	—	≤0.010	0.65	0.35	0.015	0.007	0.070
GH4133B	GH4133B	—	0.001~0.010	—	≤0.010	0.010~0.100	≤0.010	0.65	0.35	0.015	0.007	0.070
GH4141	GH141	—	—	—	0.003~0.010	≤0.070	—	0.50	0.50	0.015	0.015	0.500



续表 10.1-1

镍为主要元素的变形高温合金

新牌号	原牌号	La	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
GH4145	GH145	—	—	—	—	—	—	0.50	1.00	0.015	0.010	0.500
GH4163	GH163	—	—	—	≤0.005	—	—	0.40	0.60	0.015	0.007	0.200
GH4169	GH169	—	≤0.010	—	≤0.006	—	—	0.35	0.35	0.015	0.015	0.300
GH4199	GH199	—	≤0.050	—	≤0.008	—	—	0.55	0.50	0.015	0.015	0.070
GH4202	GH202	—	—	—	≤0.010	—	≤0.010	0.60	0.50	0.015	0.010	—
GH4220	GH220	—	≤0.010	0.250~0.800	≤0.020	—	≤0.020	0.35	0.50	0.015	0.009	0.070
GH4413	GH413	—	≤0.005	0.200~1.000	0.020	—	0.020	0.60	0.50	0.015	0.009	0.070
GH4500	GH500	—	—	—	0.003~0.008	≤0.060	—	0.75	0.75	0.015	0.015	0.100
GH4586	GH586	≤0.015	≤0.015	—	≤0.005	—	—	0.50	0.10	0.010	0.010	—
GH4648	GH648	—	—	—	≤0.008	—	≤0.030	0.40	0.50	0.015	0.010	—
GH4698	GH698	—	≤0.008	—	≤0.005	≤0.050	≤0.005	0.60	0.40	0.015	0.007	0.070
GH4708	GH708	—	—	—	≤0.008	—	≤0.030	0.40	0.50	0.015	0.015	—
GH4710	GH710	—	—	—	0.010~0.030	≤0.060	0.020	0.15	0.15	0.015	0.010	0.100
GH4738	GH738 (GH684)	—	—	—	0.003~0.010	0.020~0.080	—	0.15	0.10	0.015	0.015	0.100
GH4742	GH742	≤0.100	—	—	≤0.010	—	0.010	0.30	0.40	0.015	0.010	—

钴为主要元素的变形高温合金

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb
GH5188	GH188	0.05~0.15	20.00~24.00	20.00~24.00	余量	13.00~16.00	—	—	—	≤3.00	—
GH5605	GH605	0.05~0.15	19.00~21.00	9.00~11.00	余量	14.00~16.00	—	—	—	≤3.00	—
GH5941	GH941	≤0.10	19.00~23.00	19.00~23.00	余量	17.00~19.00	—	—	—	≤1.50	—
GH6159	GH159	≤0.04	18.00~20.00	余量	34.00~38.00	—	6.00~8.00	0.10~0.30	2.50~3.25	8.00~10.00	0.25~0.75
GH6783[6]	GH783	≤0.03	2.50~3.50	26.00~30.00	余量	—	—	5.00~6.00	≤0.40	24.00~27.00	2.50~3.50

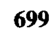
新牌号	原牌号	La	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
GH5188	GH188	0.030~0.120	—	—	≤0.015	—	—	0.20~0.50	1.25	0.020	0.015	0.070
GH5605	GH605	—	—	—	—	—	—	0.40	1.00~2.00	0.040	0.030	—
GH5941	GH941	—	—	—	—	—	—	0.50	1.50	0.020	0.015	0.500
GH6159	GH159	—	—	—	≤0.030	—	—	0.20	0.20	0.020	0.010	—
GH6783	GH783	—	—	—	0.003~0.012	—	—	0.50	0.50	0.015	0.005	0.500

① 氮含量 w（N）为 0.130~0.250。
② 加钛或加铌，但两者不得同时加入。
③ 氮含量 w（Na）为 0.100~0.200。
④ 氮含量 w（Na）为 0.150~0.300。
⑤ 氮含量 w（Na）为 0.300~0.450。
⑥ 钽含量 w（Ta）不大于 0.050。



表 10.1-2　铸造高温合金牌号及其化学成分（质量分数）　%

等轴晶铸造高温合金												
新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	Ta
K211	K11	0.10~0.20	19.50~20.50	45.00~47.00	—	7.50~8.50	—	—	—	余量	—	—
K213	K13	<0.10	14.00~16.00	34.00~38.00	—	4.00~7.00	—	1.50~2.00	3.00~4.00	余量	—	—
K214	K14	≤0.10	11.00~13.00	40.00~45.00	—	6.50~8.00	—	1.80~2.40	4.20~5.00	余量	—	—
K401	K1	≤0.10	14.00~17.00	余量	—	7.00~10.00	≤0.30	4.50~5.50	1.50~2.00	≤0.20	—	—
K402	K2	0.13~0.20	10.50~13.50	余量	—	6.00~8.00	4.50~5.50	4.50~5.30	2.00~2.70	≤2.00	—	—
K403	K3	0.11~0.18	10.00~12.00	余量	4.50~6.00	4.80~5.50	3.80~4.50	5.30~5.90	2.30~2.90	≤2.00	—	—
K405	K5	0.10~0.18	9.50~11.00	余量	9.50~10.50	4.50~5.20	3.50~4.20	5.00~5.80	2.00~2.90	≤0.50	—	—
K406	K6	0.10~0.20	14.00~17.00	余量	—	—	4.50~6.00	3.25~4.00	2.00~3.00	≤1.00	—	—
K406C	K6C	0.03~0.08	18.00~19.00	余量	—	—	4.50~6.00	3.25~4.00	2.00~3.00	≤1.00	—	—
K407	K7	≤0.12	20.00~35.00	余量	—	—	—	—	—	≤8.00	—	—
K408	K8	0.10~0.20	14.90~17.00	余量	—	—	4.50~6.00	2.50~3.50	1.80~2.50	8.00~12.50	—	—
K409	K9	0.08~0.13	7.50~8.50	余量	9.50~10.50	≤0.10	5.75~6.25	5.75~6.25	0.80~1.20	≤0.35	≤0.10	4.00~4.50
K412	K12	0.11~0.16	14.00~18.00	余量	—	4.50~6.50	3.00~4.50	1.60~2.20	1.60~2.30	≤8.00	—	—
K417	K17	0.13~0.22	8.50~9.50	余量	14.00~16.00	—	2.50~3.50	4.80~5.70	4.50~5.00	≤1.00	—	—
K417G	K17G	0.13~0.22	8.50~9.50	余量	9.00~11.00	—	2.50~3.50	4.80~5.70	4.10~4.70	≤1.00	—	—
K417L	K17L	0.05~0.22	11.00~15.00	余量	3.00~5.00	—	2.50~3.50	4.00~5.70	3.00~5.00	—	—	—
K418	K18	0.08~0.16	11.50~13.50	余量	—	—	3.80~4.80	5.50~6.40	0.50~1.00	≤1.00	1.80~2.50	—
K418B	K18B	0.03~0.07	11.00~13.00	余量	≤1.00	—	3.80~5.20	5.50~6.50	0.40~1.00	≤0.50	1.50~2.50	—
K419	K19	0.09~0.14	5.50~6.50	余量	11.00~13.00	9.50~10.50	1.70~2.30	5.20~5.70	1.00~1.50	≤0.50	2.50~3.30	—
K419H	K19H	0.09~0.14	5.50~6.50	余量	11.00~13.00	9.50~10.70	1.70~2.30	5.20~5.70	1.00~1.50	≤0.50	2.25~2.75	—
K423	K23	0.12~0.18	14.50~16.50	余量	9.00~10.50	≤0.20	7.60~9.00	3.90~4.40	3.40~3.80	≤0.50	≤0.25	—
K423A	K23A	0.12~0.18	14.00~15.50	余量	8.20~9.50	≤0.20	6.80~8.30	3.90~4.40	3.40~3.80	≤0.50	≤0.25	—
K424	K24	0.14~0.20	8.50~10.50	余量	12.00~15.00	1.00~1.80	2.70~3.40	5.00~5.70	4.20~4.70	≤2.00	0.50~1.00	—
K430	K430	≤0.12	19.00~22.00	≥75.00	—	—	—	≤0.15	—	≤1.50	—	—
K438	K38	0.10~0.20	15.70~16.30	余量	8.00~9.00	2.40~2.80	1.50~2.00	3.20~3.70	3.00~3.50	≤0.50	0.60~1.10	1.50~2.00
K438G	K38G	0.13~0.20	15.30~16.30	余量	8.00~9.00	2.30~2.90	1.40~2.00	3.50~4.50	3.20~4.00	≤0.20	0.40~1.00	1.40~2.00
K441	K41	0.02~0.10	15.00~17.00	余量	—	12.00~15.00	1.50~3.00	3.10~4.00	—	—	—	—
K461	K461	0.12~0.17	15.00~17.00	余量	≤0.50	2.10~2.50	3.60~5.00	2.10~2.80	2.10~3.00	6.00~7.50	—	—
K477	K77	0.05~0.09	14.00~15.25	余量	14.00~16.00	—	3.90~4.50	4.00~4.60	3.00~3.70	≤1.00	—	—
K480[①]	K80	0.15~0.19	13.70~14.30	余量	9.00~10.00	3.70~4.30	3.70~4.30	2.80~3.20	4.80~5.20	≤0.35	≤0.10	≤0.10
K491	K91	≤0.02	9.50~10.50	余量	9.50~10.50	—	2.75~3.25	5.25~5.75	5.00~5.50	≤0.50	—	—
K4002	K002	0.13~0.17	8.00~10.00	余量	9.00~11.00	9.00~11.00	≤0.50	5.25~5.75	1.25~1.75	≤0.50	—	2.25~2.75
K4130	K130	<0.01	20.00~23.00	余量	≤1.00	≤0.20	9.00~10.50	0.70~0.90	2.40~2.80	≤0.50	≤0.25	—
K4163	K163	0.04~0.08	19.50~21.00	余量	18.50~21.00	≤0.20	5.60~6.10	0.40~0.60	2.00~2.40	≤0.70	≤0.25	—
K4169	K4169	0.02~0.08	17.00~21.00	50.00~55.00	≤1.00	—	2.80~3.30	0.30~0.70	0.65~1.15	余量	4.40~5.40	≤0.10
K4202	K202	≤0.08	17.00~20.00	余量	—	4.00~5.00	4.00~5.00	1.00~1.50	2.20~2.80	≤4.00	—	—
K4242	K242	0.27~0.35	20.00~23.00	余量	9.55~11.00	≤0.20	10.00~11.00	≤0.20	≤0.30	≤0.75	≤0.25	—



续表 10.1-2

等轴晶铸造高温合金												
新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	Ta
K4536	K536	≤0.10	20.50～23.00	余量	0.50～2.50	0.20～1.00	8.00～10.00	—	—	17.00～20.00	—	—
K4537[2]	K537	0.07～0.12	15.00～16.00	余量	9.00～10.00	4.70～5.20	1.20～1.70	2.70～3.20	3.20～3.70	≤0.5	1.70～2.20	—
K4648	K648	0.03～0.10	32.00～35.00	余量	—	4.30～5.50	2.30～3.50	0.70～1.30	0.70～1.30	≤0.50	0.70～1.30	—
K4708	K708	0.05～0.10	17.50～20.50	余量	—	5.50～7.50	4.00～6.00	1.90～2.30	1.00～1.40	≤4.00	—	—
K605	K605	≤0.40	19.00～21.00	9.00～11.00	余量	14.00～16.00	—	—	—	≤3.00	—	—
K610	K10	0.15～0.25	25.00～28.00	3.00～3.70	余量	≤0.50	4.50～5.50	—	—	≤1.50	—	—
K612	K612	1.70～1.95	27.00～31.00	≤1.50	余量	8.00～10.00	≤2.50	1.00	—	≤2.50	—	—
K640	K40	0.45～0.55	24.50～26.50	9.50～11.50	余量	7.00～8.00	—	—	—	≤2.00	—	—
K640M	K40M	0.45～0.55	24.50～26.50	9.50～11.50	余量	7.00～8.00	0.10～0.50	0.70～1.20	0.05～0.30	≤2.00	—	0.10～0.50
K6188[3]	K188	0.15	20.00～24.00	20.00～24.00	余量	13.00～16.00	—	—	—	3.00	—	—
K825[4]	K25	0.02～0.08	余量	39.50～42.50	—	1.40～1.80	—	—	0.20～0.40	—	—	—

新牌号	原牌号	Hf	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
K211	K11	—	—	—	0.030～0.050	—	—	0.40	0.50	0.040	0.040	—
K213	K13	—	—	—	0.050～0.100	—	—	0.50	0.50	0.015	0.015	—
K214	K14	—	—	—	0.100～0.150	—	—	0.50	0.50	0.015	0.015	—
K401	K1	—	—	—	0.030～0.100	—	—	0.80	0.80	0.015	0.010	—
K402	K2	—	—	—	0.015	—	0.015	0.04	0.04	0.015	0.015	—
K403	K3	—	—	—	0.012～0.022	0.030～0.080	0.010	0.50	0.50	0.020	0.010	—
K405	K5	—	—	—	0.030～0.100	0.050～0.100	0.010	0.30	0.50	0.020	0.010	—
K406	K6	—	—	—	0.050～0.100	0.030～0.080	—	0.30	0.10	0.020	0.010	—
K406C	K6C	—	—	—	0.050～0.100	≤0.030	—	0.30	0.10	0.020	0.010	—
K407	K7	—	—	—	—	—	—	1.00	0.50	0.040	0.040	0.500～2.000
K408	K8	—	—	—	0.060～0.080	—	0.010	0.60	0.60	0.015	0.020	—
K409	K9	—	—	—	0.010～0.020	0.050～0.100	—	0.25	0.20	0.015	0.015	—
K412	K12	—	—	≤0.300	0.005～0.010	—	—	0.60	0.60	0.015	0.009	—
K417	K17	—	—	0.600～0.900	0.012～0.022	0.050～0.090	—	0.50	0.50	0.015	0.010	—
K417G	K17G	—	—	0.600～0.900	0.012～0.024	0.050～0.090	—	0.20	0.20	0.015	0.010	—
K417L	K17L	—	—	—	0.003～0.012	—	—	—	—	0.010	0.006	—
K418	K18	—	—	—	0.008～0.020	0.060～0.150	—	0.50	0.50	0.015	0.010	—
K418B	K18B	—	—	—	0.050～0.015	0.060～0.150	—	0.50	0.25	0.015	0.010	0.500
K419	K19	—	≤0.003	≤0.100	0.050～0.100	0.030～0.080	—	0.20	0.50	—	0.015	0.400
K419H	K19H	1.200～1.600	—	≤0.100	0.050～0.100	0.030～0.080	—	0.20	0.20	—	0.015	0.100
K423	K23	≤0.250	—	—	0.004～0.008	—	—	0.20	0.20	0.010	0.010	—
K423A	K23A	—	—	—	0.005～0.015	—	—	0.20	0.20	—	0.010	—
K424	K24	—	—	0.500～1.000	0.015	0.020	0.020	0.40	0.40	0.015	0.015	—
K430	K430	—	—	—	—	—	—	1.20	1.20	0.030	0.020	0.200
K438	K38	—	—	—	0.005～0.015	0.050～0.150	—	0.30	0.20	0.015	0.015	—
K438G	K38G	—	—	—	0.005～0.015	—	—	0.01	0.20	0.000 5	0.010	0.100



续表 10.1-2

新牌号	原牌号	Hf	Mg	V	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S	Cu
								≤				
K441	K41	—	—	—	0.001~0.010	≤0.050	—	—	—	0.015	0.001	—
K461	K461	—	—	—	0.100~0.130	—	—	1.20~2.00	0.30	0.020	0.020	—
K477	K77	—	—	—	0.012~0.020	≤0.040	≤0.100	0.50	0.20	0.015	0.010	—
K480	K80	≤0.100	≤0.010	≤0.100	0.010~0.020	0.020~0.100	—	0.10	0.50	0.015	0.010	0.100
K491	K91	—	≤0.005	—	0.080~0.120	≤0.040	—	0.10	0.10	0.010	0.010	—
K4002	K002	1.300~1.700	≤0.003	≤0.100	0.010~0.020	0.030~0.080	—	0.20	0.20	0.010	0.010	0.100
K4130	K130	—	—	—	—	—	—	0.60	0.60	—	—	—
K4163	K163	—	—	—	≤0.005	—	—	0.40	0.60	—	0.007	0.200
K4169	K4169	—	—	—	≤0.006	≤0.050	—	0.35	0.35	0.015	0.015	0.300
K4202	K202	—	—	—	≤0.015	—	≤0.010	0.60	0.50	0.015	0.010	—
K4242	K242	—	—	—	—	—	—	0.20~0.45	0.20~0.50	—	—	—
K4536	K536	—	—	—	≤0.010	—	—	1.00	1.00	0.040	0.030	—
K4537	K537	—		—	0.010~0.020	0.030~0.070	—	—	—	0.015	0.015	—
K4648	K648	—	—	—	≤0.008	—	≤0.030	0.30	—	—	0.010	—
K4708	K708	—	—	—	≤0.008	—	≤0.030	0.60	0.50	0.015	0.015	—
K605	K605	—	—	—	≤0.030	—	—	0.40	1.00~2.00	0.040	0.030	—
K610	K10	—	—	—	—	—	—	0.50	0.60	0.025	0.025	—
K612	K612	—	—	—	—	—	—	1.50	1.50	—	—	—
K640	K40	—	—	—	—	—	—	1.00	1.00	0.040	0.040	—
K640M	K40M	—	—	—	0.008~0.040	0.100~0.300	—	1.00	1.00	0.040	0.040	—
K6188	K188	—	—	—	≤0.015	—	—	0.20~0.50	1.50	0.020	0.015	—
K825	K25	—	—	0.200~0.400	—	—	—	0.50	0.50	0.015	0.010	—

定向凝固柱晶高温合金

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	Ta	Hf
DZ404	DZ4	0.10~0.16	9.00~10.00	余量	5.50~6.50	5.10~5.80	3.50~4.20	5.60~6.40	1.60~2.20	≤1.00	—	—	—
DZ405	DZ5	0.07~0.15	9.50~11.00	余量	9.50~10.50	4.50~5.50	3.50~4.20	5.00~6.00	2.00~3.00	—	—	—	—
DZ417G	DZ17G	0.13~0.22	8.50~9.50	余量	9.00~11.00	—	2.50~3.50	4.80~5.70	4.10~4.70	≤0.50	—	—	—
DZ422	DZ22	0.12~0.16	8.00~10.00	余量	9.00~11.00	11.50~12.50	—	4.75~5.25	1.75~2.25	≤0.20	0.75~1.25	—	1.40~1.80
DZ422B[5]	DZ22B	0.12~0.14	8.00~10.00	余量	9.00~11.00	11.50~12.50	—	4.75~5.25	1.75~2.25	≤0.25	0.75~1.25	—	0.80~1.10
DZ438G[6]	DZ38G	0.08~0.14	15.50~16.40	余量	8.00~9.00	2.40~2.80	1.50~2.00	3.50~4.30	3.50~4.30	≤0.30	0.40~1.00	1.50~2.00	—
DZ4002	DZ002	0.13~0.17	8.00~10.00	余量	9.00~11.00	9.00~11.00	≤0.50	5.25~5.75	1.25~1.75	≤0.50	—	2.25~2.75	1.30~1.70
DZ4125	DZ125	0.07~0.12	8.40~9.40	余量	9.50~10.50	6.50~7.50	1.50~2.50	4.80~5.40	0.70~1.20	≤0.30	—	3.50~4.10	1.20~1.80
DZ4125L	DZ125L	0.06~0.14	8.20~9.80	余量	9.20~10.80	6.20~7.80	1.50~2.50	4.30~5.30	2.00~2.80	≤0.20	—	3.30~4.00	—
DZ640M	DZ40M	0.45~0.55	24.50~26.50	9.50~11.50	余量	7.00~8.00	0.10~0.50	0.70~1.20	0.05~0.30	≤2.00	—	0.10~0.50	—



续表 10.1-2

定向凝固柱晶高温合金

新牌号	原牌号	V	B	Zr	Si	Mn	P	S	Pb	Sb	As	Sn	Bi	Ag	Cu
					≤										
DZ404	DZ4	—	0.012～0.025	≤0.020	0.500	0.500	0.020	0.010	0.001	0.001	0.005	0.002	0.0001	—	—
DZ405	DZ5	—	0.010～0.020	≤0.100	0.500	0.500	0.020	0.010	—	—	—	—	—	—	—
DZ417G	DZ17G	0.600～0.900	0.012～0.024	—	0.200	0.200	0.005	0.008	0.000 5	0.001	0.005	0.002	0.000 1	—	—
DZ422	DZ22	—	0.010～0.020	≤0.050	0.150	0.200	0.010	0.015	0.000 5	—	—	—	0.000 05	—	0.100
DZ422B	DZ22B	—	0.010～0.020	≤0.050	0.120	0.120	0.015	0.010	0.000 5	—	—	—	0.000 03	—	0.100
DZ438G	DZ38G	—	0.005～0.015	—	0.150	0.150	0.000 5	0.015	0.001	0.001	—	0.002	0.000 1	—	—
DZ4002	DZ002	≤0.100	0.010～0.020	0.030～0.080	0.200	0.200	0.020	0.010	—	—	—	—	—	—	0.100
DZ4125	DZ125	—	0.010～0.020	≤0.080	0.150	0.150	0.010	0.010	0.000 5	0.001	0.001	0.001	0.000 05	0.000 5	—
DZ4125L	DZ125L	—	0.005～0.015	≤0.050	0.150	0.150	0.001	0.010	0.000 5	0.001	0.001	0.001	0.000 05	0.000 5	—
DZ640M	DZ40M	—	0.008～0.018	0.100～0.300	1.000	1.000	0.040	0.040	0.000 5	0.001	0.001	0.001	0.000 05	—	—

单晶高温合金

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	Ta	Hf	Re
DD402	DD402	≤0.006	7.00～8.20	余量	4.30～4.90	7.60～8.40	0.30～0.70	5.45～5.75	0.80～1.20	≤0.20	≤0.15	5.80～6.20	≤0.007 5	—
DD403	DD3	≤0.010	9.00～10.00	余量	4.50～5.50	5.00～6.00	3.50～4.50	5.50～6.20	1.70～2.40	≤0.50	—	—	—	—
DD404	DD4	≤0.01	8.50～9.50	余量	7.00～8.00	5.50～6.50	1.40～2.00	3.40～4.00	3.90～4.70	≤0.50	0.35～0.70	3.50～4.80	—	—
DD406	DD6	0.001～0.04	3.80～4.80	余量	8.50～9.50	7.00～9.00	1.50～2.50	5.20～6.20	≤0.10	≤0.30	≤1.20	6.00～8.50	0.050～0.150	1.600～2.400
DD408⑦	DD8	<0.03	15.50～16.50	余量	8.00～9.00	5.60～6.40	—	3.60～4.20	3.60～4.20	≤0.50	—	0.70～1.20	—	—

新牌号	原牌号	Ga	Tl	Te	Se	Yb	Cu	Zn	Mg	[N]	[H]	[O]	B	Zr
		≤												
DD402	DD402	0.002	0.000 03	0.000 03	0.000 1	0.100	0.050	0.000 5	0.008	0.001 2	—	0.001 0	0.003	0.007 5
DD403	DD3	—	—	—	—	—	0.100	—	0.003	0.001 2	—	0.001 0	0.005	0.007 5
DD404	DD4	—	—	—	—	—	0.100	—	0.003	0.001 5	—	0.001 5	0.010	0.050
DD406	DD6	—	—	—	—	—	0.100	—	0.003	0.001 5	0.001	0.004	0.020	0.100
DD408	DD8	—	—	—	—	—	0.100	—	0.003	0.001 2	—	0.001	0.005	0.007

新牌号	原牌号	Si	Mn	P	S	Pb	Sb	As	Sn	Bi	Ag
		≤									
DD402	DD402	0.040	0.020	0.005	0.002	0.000 2	0.000 5	0.000 5	0.001 5	0.000 03	0.000 5
DD403	DD3	0.200	0.200	0.010	0.002	0.000 5	0.001 0	0.001 0	0.001 0	0.000 05	0.000 5
DD404	DD4	0.200	0.200	0.010	0.010	0.000 5	0.002	0.001	0.001	0.000 5	0.000 5
DD406	DD6	0.200	0.150	0.018	0.004	0.000 5	0.001	0.001	0.001	0.000 05	0.000 5
DD408	DD8	0.150	0.150	0.010	0.010	0.001	—	0.005	0.002	0.000 1	—

① *w*（W + Mo）不小于 7.70。
② *w*（N）<0.200。
③ *w*（La）<0.02～0.12。
④ *w*（N）<0.030。
⑤ *w*（Se）不大于 0.000 1；*w*（Te）不大于 0.000 05；*w*（Tl）不大于 0.000 05。
⑥ *w*（Al + Ti）不小于 7.30。
⑦ *w*（Al + Ti）：7.50～7.90。



表 10.1-3 焊接用高温合金丝牌号及其化学成分（质量分数） %

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb	V
HGH1035	HGH35	0.06 ~ 0.12	20.00 ~ 23.00	35.00 ~ 40.00	2.50 ~ 3.50	—	≤0.50	0.70 ~ 1.20	余量	—	—
HGH1040	HGH40	≤0.10	15.00 ~ 17.50	24.00 ~ 27.00	—	5.50 ~ 7.00	—	—	余量	—	—
HGH1068	HGH68	≤0.10	14.00 ~ 16.00	21.00 ~ 23.00	7.00 ~ 8.00	2.00 ~ 3.00	—	—	余量	—	—
HGH1131	HGH131	≤0.10	19.00 ~ 22.00	25.00 ~ 30.00	4.80 ~ 6.00	2.80 ~ 3.50	—	—	余量	0.70 ~ 1.30	—
HGH1139	HGH139	≤0.12	23.00 ~ 26.00	14.00 ~ 18.00	—	—	—	—	余量	—	—
HGH1140	HGH140	0.06 ~ 0.12	20.00 ~ 23.00	35.00 ~ 40.00	1.40 ~ 1.80	2.00 ~ 2.50	0.20 ~ 0.60	0.70 ~ 1.20	余量	—	—
HGH2036	HGH36	0.34 ~ 0.40	11.50 ~ 13.50	7.00 ~ 9.00	—	1.10 ~ 1.40	—	≤0.12	余量	0.25 ~ 0.50	1.25 ~ 1.55
HGH2038	HGH38	≤0.10	10.00 ~ 12.50	18.00 ~ 21.00	—	—	≤0.50	2.30 ~ 2.80	余量	—	—
HGH2042	HGH42	≤0.05	11.50 ~ 13.00	34.50 ~ 36.50	—	—	0.90 ~ 1.20	2.70 ~ 3.20	余量	—	—
HGH2132	HGH132	≤0.08	13.50 ~ 16.00	24.00 ~ 27.00	—	1.00 ~ 1.50	≤0.35	1.75 ~ 2.35	余量	—	0.10 ~ 0.50
HGH2135	HGH135	≤0.06	14.00 ~ 16.00	33.00 ~ 36.00	1.70 ~ 2.20	1.70 ~ 2.20	2.40 ~ 2.80	2.10 ~ 2.50	余量	—	—
HGH2150	HGH150	≤0.06	14.00 ~ 16.00	45.00 ~ 50.00	2.50 ~ 3.50	4.50 ~ 6.00	0.80 ~ 1.30	1.80 ~ 2.40	余量	0.90 ~ 1.40	—
HGH3030	HGH30	≤0.12	19.00 ~ 22.00	余量	—	—	≤0.15	0.15 ~ 0.35	≤1.00	—	—
HGH3039	HGH39	≤0.08	19.00 ~ 22.00	余量	—	1.80 ~ 2.30	0.35 ~ 0.75	0.35 ~ 0.75	≤3.00	0.90 ~ 1.30	—
HGH3041	HGH41	≤0.25	20.00 ~ 23.50	72.00 ~ 78.00	—	—	≤0.06	—	≤1.70	—	—
HGH3044	HGH44	≤0.10	23.50 ~ 26.50	余量	13.00 ~ 16.00	—	≤0.50	0.30 ~ 0.70	≤4.00	—	—
HGH3113	HGH113	≤0.08	14.50 ~ 16.50	余量	3.00 ~ 4.50	15.00 ~ 17.00	—	—	4.00 ~ 7.00	—	≤0.35
HGH3128	HGH128	≤0.05	19.00 ~ 22.00	余量	7.50 ~ 9.00	7.50 ~ 9.00	0.40 ~ 0.80	0.40 ~ 0.80	≤2.00	—	—
HGH3367	HGH367	≤0.06	14.00 ~ 16.00	余量	—	14.00 ~ 16.00	—	—	≤4.00	—	—
HGH3533	HGH533	≤0.08	17.00 ~ 20.00	余量	7.00 ~ 9.00	7.00 ~ 9.00	≤0.40	2.30 ~ 2.90	≤3.00	—	—
HGH3536	HGH536	0.05 ~ 0.15	20.50 ~ 23.00	余量	0.20 ~ 1.00	8.00 ~ 10.00	—	—	17.00 ~ 20.00	—	—
HGH3600	HGH600	≤0.10	14.00 ~ 17.00	≥72.00	—	—	—	—	6.00 ~ 10.00	—	—
HGH4033	HGH33	≤0.06	19.00 ~ 22.00	余量	—	—	0.60 ~ 1.00	2.40 ~ 2.80	≤1.00	—	—
HGH4145	HGH145	≤0.08	14.00 ~ 17.00	余量	—	—	0.40 ~ 1.00	2.50 ~ 2.75	5.00 ~ 9.00	0.70 ~ 1.20	—
HGH4169	HGH169	≤0.08	17.00 ~ 21.00	50.00 ~ 55.00	—	2.80 ~ 3.30	0.20 ~ 0.60	0.65 ~ 1.15	余量	4.75 ~ 5.50	—
HGH4356	HGH356	≤0.08	17.00 ~ 20.00	余量	4.00 ~ 5.00	4.00 ~ 5.00	1.00 ~ 1.50	2.20 ~ 2.80	≤4.00	—	—
HGH4642	HGH642	≤0.04	14.00 ~ 16.00	余量	2.00 ~ 4.00	12.00 ~ 14.00	0.60 ~ 0.90	1.30 ~ 1.60	≤4.00	—	—
HGH4648	HGH648	≤0.10	32.00 ~ 35.00	余量	4.30 ~ 5.30	2.30 ~ 3.30	0.50 ~ 1.10	0.50 ~ 1.10	≤4.00	0.50 ~ 1.10	—

新牌号	原牌号	B	Ce	Si	Mn	P	S	Cu	其他
				≤					
HGH1035	HGH35	—	≤0.050	0.80	0.70	0.020	0.020	0.200	
HGH1040	HGH40	—	—	0.50 ~ 1.00	1.00 ~ 2.00	0.030	0.020	0.200	N：0.100 ~ 0.200
HGH1068	HGH68	—	≤0.020	0.20	5.00 ~ 6.00	0.010	0.010	—	
HGH1131	HGH131	≤0.005	—	0.80	1.20	0.020	0.020	—	N：0.150 ~ 0.300
HGH1139	HGH139	≤0.010	—	1.00	5.00 ~ 7.00	0.030	0.025	0.200	N：0.250 ~ 0.450
HGH1140	HGH140	—	—	0.80	0.70	0.020	0.015	—	
HGH2036	HGH36	—	—	0.30 ~ 0.80	7.50 ~ 9.50	0.035	0.030	—	
HGH2038	HGH38	≤0.008	—	1.00	1.00	0.030	0.020	0.200	
HGH2042	HGH42	—	—	0.60	0.80 ~ 1.30	0.020	0.020	0.200	
HGH2132	HGH132	0.001 ~ 0.010	—	0.40 ~ 1.00	1.00 ~ 2.00	0.020	0.015	—	
HGH2135	HGH135	≤0.015	≤0.030	0.50	0.40	0.020	0.020	—	
HGH2150	HGH150	≤0.010	≤0.020	0.40	0.40	0.015	0.015	0.070	Zr：≤0.050



续表 10.1-3

新牌号	原牌号	B	Ce	Si	Mn	P	S	Cu	其他
				≤					
HGH3030	HGH30	—	—	0.80	0.70	0.015	0.010	0.200	
HGH3039	HGH39	—	—	0.80	0.40	0.020	0.012	—	
HGH3041	HGH41	—	—	0.60	0.20～1.50	0.035	0.030	0.200	
HGH3044	HGH44	—	—	0.80	0.50	0.013	0.013	0.200	
HGH3113	HGH113	—	—	1.00	1.00	0.015	0.015	0.200	
HGH3128	HGH128	≤0.005	≤0.050	0.80	0.50	0.013	0.013	—	Zr：≤0.06
HGH3367	HGH367	—	—	0.30	1.00～2.00	0.015	0.010	—	
HGH3533	HGH533	—	—	0.30	0.60	0.010	0.010	—	
HGH3536	HGH536	≤0.010	—	1.00	1.00	0.025	0.025	—	Co：0.50～2.50
HGH3600	HGH600	—	—	0.50	1.00	0.020	0.015	0.500	
HGH4033	HGH33	≤0.010	≤0.010	0.65	0.35	0.015	0.007	0.007	
HGH4145	HGH145	—	—	0.50	1.00	0.020	0.010	0.200	
HGH4169	HGH169	≤0.006	—	0.30	0.35	0.015	0.015	—	
HGH4356	HGH356	≤0.010	≤0.010	0.50	1.00	0.015	0.010	—	
HGH4642	HGH642	—	≤0.020	0.35	0.60	0.010	0.010	—	
HGH4648	HGH648	≤0.008	≤0.030	0.40	0.50	0.015	0.010	—	

表 10.1-4　粉末冶金高温合金牌号及其化学成分（质量分数）　　%

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Fe	Nb
FGH4095	FGH95	0.04～0.07	12.00～14.00	余量	7.00～9.00	3.30～3.70	3.30～3.70	3.30～3.70	2.30～2.70	≤0.50	3.30～3.70
FGH4096	FGH96	0.02～0.05	15.00～16.50	余量	12.50～13.50	3.80～4.20	3.80～4.20	2.00～2.40	3.50～3.90	≤0.50	0.60～1.00
FGH4097	FGH97	0.02～0.06	8.00～10.00	余量	15.00～16.50	4.80～5.90	3.50～4.20	4.85～5.25	1.60～2.00	≤0.50	2.40～2.80

新牌号	原牌号	Hf	Mg	Ta	B	Zr	Ce	Si	Mn	P	S
								≤			
FGH4095	FGH95	—	—	≤0.020	0.006～0.015	0.030～0.070	—	0.20	0.15	0.015	0.015
FGH4096	FGH96	—	—	≤0.020	0.006～0.015	0.025～0.050	0.005～0.010	0.20	0.15	0.015	0.015
FGH4097	FGH97	0.100～0.400	0.002～0.050	—	0.006～0.015	0.010～0.015	0.005～0.010	0.20	0.15	0.015	0.009

表 10.1-5　弥散强化高温合金牌号及其化学成分（质量分数）　　%

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Fe	[O]	Y_2O_3	S
MGH2756	MGH2756	≤0.10	18.50～21.50	<0.50	—	—	3.75～5.75	0.20～0.60	余量	—	0.30～0.70	—
MGH2757①	MGH2757	≤0.20	9.00～15.00	<1.00	1.00～3.00	0.20～1.50	—	0.30～2.50	余量	—	0.20～1.00	—
MGH4755②	MGH5K	≤0.10	25.00～35.00	余量	—	—	—	—	≤4.0	—	0.10～2.00	—
MGH4754	MGH754	≤0.05	18.50～21.50	余量	—	—	0.25～0.55	0.40～0.70	<1.20	<0.50	0.50～0.70	<0.005
MGH4758	MGH758	≤0.05	28.00～32.00	余量	—	—	0.25～0.55	0.40～0.70	<1.20	<0.50	0.50～0.70	<0.005

① 钨、钼元素只可任选一种加入。
② 铜含量 w（Cu）=0.50～1.50。

表 10.1-6　金属间化合物高温材料牌号及其化学成分（质量分数）　　%

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	V	Fe
JG1101	TAC－2	—	1.20～1.60	—	—	—	32.30～34.60	余量	—	—	3.00～3.60	—
JG1102	TAC－2M	—	1.20～1.60	0.65～0.85	—	—	32.10～33.10	余量	—	—	2.30～2.90	—



续表 10.1-6

新牌号	原牌号	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	V	Fe
JG1201	TAC-3A	—	—	—	—	—	9.90~11.90	余量	41.60~43.60	—	—	—
JG1202	TAC-3B	—	—	—	—	—	9.70~11.70	余量	44.20~46.20	—	—	—
JG1203	TAC-3C	—	—	—	—	—	9.20~11.20	余量	37.50~39.50	9.00~9.60	—	—
JG1204	TAC-3D	—	—	—	—	—	8.60~10.60	余量	29.20~31.20	20.10~21.10	—	—
JG1301	TAC-1	—	—	—	—	0.80~1.20	12.10~14.10	余量	25.30~27.30	—	2.80~3.40	—
JG1302	TAC-1B	—	—	—	—	—	11.20~13.20	余量	30.10~32.10	—	—	—
JG4006	IC6	≤0.02	—	余量	—	13.50~14.30	7.40~8.00	—	—	—	—	≤1.00
JG4006A	IC6A	≤0.02	—	余量	—	13.50~14.30	7.40~8.00	—	—	—	—	≤1.00
JG4246	MX246	0.06~0.16	7.40~8.20	余量	—	—	7.50~8.50	0.60~1.20	—	—	—	≤2.00
JG4246A	MX246A	0.06~0.20	7.40~8.20	余量	1.70~2.30	3.50~4.50	7.60~8.50	0.60~1.20	—	—	—	≤2.00

新牌号	原牌号	B	Zr	Y	Si	Mn	P	S	Pb	Sb	As	Sn	Bi	O	N	H
					≤											
JG1101	TAC-2	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1102	TAC-2M	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1201	TAC-3A	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1202	TAC-3B	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1203	TAC-3C	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1204	TAC-3D	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1301	TAC-1	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG1302	TAC-1B	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0.100	0.020	0.010
JG4006	IC6	0.020~0.060	—	—	0.50	0.50	0.015	0.010	0.001	0.001	0.005	0.002	0.000 1	—	—	—
JG4006A	IC6A	0.020~0.060	—	0.010~0.050	0.50	0.50	0.015	0.010	0.001	0.001	0.005	0.002	0.000 1	—	—	—
JG4246	MX246	0.010~0.050	0.300~0.800	—	1.00	0.50	0.020	0.015	0.001	0.001	0.005	0.002	0.000 1	—	—	—
JG4246A	MX246A	0.010~0.050		—	1.00	0.50	0.020	0.015	0.001	0.001	0.005	0.002	0.000 1	—	—	—

编写：冯涤（钢铁研究总院）
袁英（钢铁研究总院）



第2章　变形高温合金

1　概述

1.1　用途

变形高温合金是航空、航天和核能工业必须应用的高温材料，制造航空、航天发动机和核反应堆中在高温环境下应用的各种关键零件。随着舰船动力的提高和地面燃机发电需求的快速增长，不仅扩大了高温合金的应用领域，并且因其具有与宇航、核能不同的应用环境，又促进了材料的生产和发展。

变形的含义是指高温合金的铸锭经过开坯锻造、轧制、挤压、拉拔、冲压等热、冷加工工序成材或获得不同形状和尺寸的各种锻件与零件。

变形高温合金经过上述工序生产的的冶金产品有不同规格的锻棒、轧棒、饼、环、板、带、丝、管，其中有些产品交应用部门后可直接制成零件，但大部分还需经过模锻、辊轧、镦头、冲压、超速成形等热、冷加工手段才能成为应用部门所需要的涡轮盘、叶片、机匣、轴、紧固件等零件的毛坯，再经过热处理、机械加工、焊接、喷丸、涂层等工序后才能成为零件。

变形高温合金是航空和航天发动机中用量最大的材料，例如在美国 CF6 和 CY2000 发动机中，用变形高温合金制造的零件总重量占发动机重量的 63% 和 80%，可见变形高温合金对宇航工业发展的重要性。

必须注意：航天发动机中的零件并不全在高温环境中工作，例如氢氧发动机中的整体氢涡轮转子的盘与叶片在高温下运转，但其轴却在 - 253℃的液氢环境中工作，整体氧涡轮转子的轴在 - 183℃的液氧介质中运转，所以制造此类零件的变形高温合金必须具有高、低温条件下均能满足设计应用需求的性能。

变形高温合金的加工工艺复杂，生产周期长，用其制造的零件的使用工况恶劣，在应用的安全可靠性方面又有其特殊要求，所以必须严格控制高温合金材料及其产品的生产工艺规程和建立与健全质量保障体系，严格控制材料冶金质量和零件的制造质量，在腐蚀和无损探伤检验中切忌因发生漏检而造成灾难性的破坏。

变形高温合金的原材料和加工制造成本均较高，所以建立有效的质量保障体系是提高产品成品率和企业经济效益的重要环节。

1.2　变形高温合金的分类、牌号和强化机理

我国采用汉语拼音字母符号“GH”作为变形高温合金牌号的前缀（“G”和“H”分别为“高”和“合”字汉语拼音的第一个字母），后接阿拉伯数字，表示变形高温合金的分类。

变形高温合金的基体元素有铁、镍、钴，所以分为铁基变形高温合金、镍基变形高温合金、钴基变形高温合金 3 大类。我国生产的变形高温合金有 48 个牌号，其中 16 个铁基变形高温合金，29 个镍基变形高温合金，3 个钴基变形高温合金。

我国每个变形高温合金牌号的首位数字是表示其基体分类，铁基变形高温合金牌号首位数字均是“1”或“2”，镍基变形高温合金牌号首位数字均是“3”或“4”，钴基变形高温合金牌号首位数字均是“5”或“6”。

变形高温合金的强化机制分为固溶强化和时效沉淀硬化两大类，合金牌号首位数字是单数，表示该类材料和产品必须经过固溶热处理，才能达到固溶强化的效果；合金牌号首位数字是双数，表示该类材料和产品必须经过固溶和时效热处理后，才能达到时效沉淀硬化的效果。

48 个变形高温合金的牌号、使用温度、产品与应用简况见表 10.2-1 ~ 表 10.2-3。

表 10.2-1　铁基变形高温合金的牌号、材料产品和应用

合金牌号	相近牌号	使用温度/℃	冶金产品	主要应用简况
GH1015（GH15）		950	板	燃烧室零件
GH1016（GH16）		950	板、环	加力燃烧室零件
GH1035（GH35）	ЭИ703	900	板、棒、环	燃烧室零件，涡轮外环
GH1140（GH140）		850	板、棒、管	燃烧室零件
GH2035A（GH35A）		750	棒、环、锻件	涡轮内外环
GH2761		750	棒、环、锻件	盘、环
GH1131（GH131）	ЭП126，ВЖ100	700 ~ 1 000	板、棒、丝、管	火箭发动机高温部件
GH2150（GH150）	ЭП718，	700	板、棒、环、锻件	板结构件，环
GH2302（GH302）		700	棒、板	燃烧室零件
GH2706（GH706）	Inconel706	700	棒、环	机匣
GH2036（GH36）	ЭИ481	600 ~ 650	棒、锻件	盘，环，紧固件
GH2132（GH132）	A286	650	棒、板、丝、锻件	盘，环，紧固件
GH2696（GH696）	ЭИ696М	650	板、丝、棒、锻件	紧固件，弹性元件
GH2901（GH901）	Incoloy901	650	棒、环	盘、环
GH2903（GH903）	Incoloy903	650	棒、环、锻件	机匣，封严圈
GH2907（GH907）	Incoloy907	650	棒，环	机匣，承力环，隔热环



表 10.2-2 镍基变形高温合金的牌号、材料产品和应用

合金牌号	相近牌号	使用温度/℃	冶金产品	主要应用简况
GH3030（GH30）	ЭИ435	800	板，管	燃烧室零件
GH4163（GH163）	Nimonic263，C263	800	板，管	燃烧室零件
GH3039（GH39）	ЭИ602	850	板，棒，管	燃烧室零件
GH3044（GH44）	ЭИ686	900	板，棒，环	燃烧室零件，环，导叶
GH3536（GH536）	HastelloyX	900	板，棒，管	燃烧室零件，管
GH4099（GH99）	ЭП693	900	板，丝	燃烧室零件
GH3128（GH128）		950	板，管	燃烧室零件
GH3625（GH625）	Inconel625	低温～980	板，管	抗盐雾腐蚀零件
GH3170（GH170）		1 000	板	燃烧室零件
GH3652（GH652）	ЭИ652	1 100	棒，板，丝	燃烧室零件
GH4033（GH33）	ЭИ437Б	750	棒	转子叶片
GH4080A（GH80A）	Nimonic80A	800	棒，板	叶片，螺栓，叶片锁板
GH4037（GH37）	ЭИ617	850	棒	转子叶片
GH4049（GH49）	ЭИ929	900	棒	转子叶片
GH4105（GH105）	Nimonic105	900	棒	叶片，紧固件
GH4220（GH220）	ЭП220ВД	950	棒	转子叶片
GH4169（GH169）	Inconel718	－253～700	棒，板，丝，带，管，环，锻件	盘，转子，机匣，叶片，轴，紧固件，弹性元件
GH4133（GH33A）		750	棒，锻件	盘，环
GH4133B（GH33B）		750	棒，锻件	盘，环
GH4698（GH698）	ЭИ698	750	棒，环，锻件	盘，环，紧固件
GH4742（GH742）	ЭП742	800	棒	小尺寸盘类锻件
GH4500（GH500）	Udimet500	870	棒	小尺寸盘类锻件
GH4710（GH710）	Udimet710	900	棒	小尺寸盘类锻件
GH4738（GH738）	Waspaloy	815	棒	地面燃机用盘，叶片
GH4141（GH141）	Rene'41	870	棒，环	环，紧固件
GH4093（GH93）	Nimonic93	815	棒，板	垫片，垫圈，锁片
GH4090（GH90）	Nimonic90	800	棒，板，丝	弹性元件，紧固件
GH4145（GH145）	Inconel X－750	800	板，丝，毛细管	耐腐蚀的弹性元件
GH3600（GH600）	Inconel600	700	板，带，棒，管	航天用零件

表 10.2-3 钴基变形高温合金的牌号、材料产品和应用

合金牌号	相近牌号	使用温度/℃	冶金产品	主要应用简况
GH5188（GH188）	Haynes188	980～1 100	板，棒，丝	导叶，燃烧室零件，弹簧
GH5605（GH605）	L605	815～1 090	板，丝，环	燃烧室零件，导叶
GH6159（GH159）	MP159	650	棒	高强度紧固件

铁基变形高温合金是以铁元素为合金基体，从耐热钢发展形成单一的奥氏体基体组织，虽然在高温抗氧化性能和热稳定性方面差于镍基和钴基变形高温合金，但在适当的温度范围内，仍具有良好的综合性能。我国研制生产的铁基高温合金牌号达 33 个，其中独创的达 18 种之多，而且能在 800～900℃的温度范围内成功地应用铁基合金代替一些镍基合金，是世界高温合金体系中独一无二的。

钴基变形高温合金具有良好的综合性能，在耐热腐蚀和耐热疲劳性能上更有优势，但因钴是世界的宝贵资源，价格比铁、镍均昂贵，所以合金牌号数量和应用量均不能与镍基高温合金相比。

镍具有最好的稳定性，能固溶更多的合金元素而不生成有害相，对提高合金的强度和延长使用寿命是非常有利的，价格又低于钴基材料，所以镍基变形高温合金是世界上牌号数量最多、应用最广的高温合金。随着我国对金川镍都的开发和国际镍资源的流通，镍基高温合金也逐渐成为我国研制力度最大、应用最广的高温材料。

我国经过 40 多年来对变形高温合金的研究、生产和应



用，排除了一些性能匹配不佳（例如 GH135），或性能高，但实际生产极其困难的材料（例如 GH511），在表中列出的均是我国生产和应用的变形高温合金，目前尚在研究或研制的材料，将分别在相关的章节中叙述。

铁、镍、钴基变形高温合金的基体均是奥氏体（γ 基体），与钢不同的是在热变形和应用期间不发生相变，非常稳定。材料的强化途径是：固溶强化和沉淀硬化及晶界强化。

固溶强化：材料中加入 Co、Cr、W、Mo、Nb、Ta 等元素，提高原子间的结合力，产生点阵畸变，降低堆垛层错能，产生短程序及其他原子偏聚，阻止位错运动，降低固溶体中元素扩散系数，提高再结晶温度，达到强化基体的效果。

沉淀硬化：材料中加入 Al、Ti、Nb、Ta 等元素，形成共格稳定的 $\gamma'-Ni_3(Al, Ti)$ 和 $\gamma''-Ni_3(Nb, Al, Ti)$ 产生强化效果，其强化程度取决于 γ′ 和 γ″ 的数量、大小、与基体的错配度。材料中加入 C、B 元素与金属元素形成各类碳化物产生强化作用，强化程度与碳化物的种类、大小、分布有关。

变形高温合金材料或零件，均需经过固溶热处理、固溶 + 时效热处理或直接时效热处理后，才能具有良好的综合力学性能。

1.3　变形高温合金的生产企业与生产流程及所用设备

我国变形高温合金的生产已有近 50 年的历史，为了稳定和提高产品质量及有效地进行技术改造，避免重复建设，经过改革后，确定变形高温合金的定点生产企业是抚顺特殊钢公司、上海宝钢集团五钢特种冶金公司、四川长城特殊钢股分有限公司，同时国家对陕西钢铁研究所和上海钢铁研究所投资和装备后，成为变形高温合金带、丝、管的生产点。

钢铁研究总院高温材料所是我国变形高温合金的研究单位，长期以来与冶金厂、锻造厂、应用单位紧密合作，攻克了一系列的难关，为保证军工用变形高温合金材料的生产作出了贡献，并以院内的生产能力和对全国变形高温合金生产的组织协调能力，向用户提供小批量和紧急应用的及具有特殊要求的产品。

中国科学院金属研究所建立的管材生产基地，能提供小直径的管材产品。

变形高温合金的生产流程如下：

变形高温合金化学成分的特点是合金元素多，合金化程度高；含大量 Al、Ti、Nb 等易氧化和易氮化的元素，含 B、Ce、Zr 等易氧化的微量元素；合金元素 Al、Ti、W、Mo、Nb 的密度和熔点差异大，易偏析；对杂质元素 S、P、Pb、Sn、Sb、Ag、Se、Bi 和 N、O、H 气体含量控制较严，所以选择原材料和确定冶炼工艺是保证材质洁净度的关键。

1.3.1　选择原材料

原材料中的杂质和有害元素与气体的含量直接影响冶炼后钢锭成分是否合格。冶金厂根据几十年积累的经验，已有一套选择和控制原材料成分的技术标准，其中含有对 S、P、Si 等有害元素，Bi、Pb、Sn、Se、Ag、Te、Tl 等痕量元素和 N、O、H 等气体含量的控制规范。

曾发生过因对原材料成分控制不严或个别元素漏检而造成材料整炉判废的现象。

对常用的纯铁，为达到成分均匀和降低 C、S 及气体含量的目的，冶金厂对购入的纯铁均要在电弧炉或电子轰击炉中进行重熔后才能应用。

所用的原材料必须无锈和无油污，并经过烘烤。

1.3.2　冶炼

变形高温合金的冶炼工艺可分为 3 类：单炼、双联和三联。

1）单炼　只熔炼一次。有电弧炉熔炼、非真空感应炉、真空感应炉熔炼。

2）双联　熔炼两次。有电弧炉 + 电渣重熔；非真空感应炉熔炼 + 电渣重熔；真空感应炉熔炼 + 真空电弧重熔；真空感应炉熔炼 + 电渣重熔等。

3）三联　熔炼三次。真空感应炉熔炼 + 电渣重熔 + 真空电弧重熔；真空感应炉熔炼 + 真空电弧重熔 + 电渣重熔。

我国初期较多采用电弧炉冶炼和非真空感应炉冶炼及普通铸锭工艺，其主要缺点是一些较活泼的元素容易烧损，影响成分控制；合金中气体含量较高，脱氧产物大量残留在钢中，炉衬和盛钢桶中的耐火材料使合金受到污染，浇注过程中发生二次氧化，形成夹杂和气泡等缺陷；普通的铸锭工艺因其凝固结晶的特点产生缩孔、疏松、偏析等缺陷。

真空感应炉冶炼对控制合金成分有利，尤其能控制活泼元素的含量，去除气体效果好，并能使某些有害杂质在真空中挥发；能利用 C 进行脱氧，不用造渣。缺点是间隙式的生产方式，出钢后的坩埚在高温下会氧化，成为下一炉合金的污染源。现在冶金厂采用的多室式真空感应炉有加料室、熔炼室和锭模室，可以使出钢后的坩埚不暴露在大气中。

变形高温合金的成分是决定采用何种冶炼工艺的关键因素。成分较简单和含 Al、Ti 量较低的材料，可以采用非真空冶炼工艺，成分较复杂，含 Al、Ti 量较高或对气体含量有严格要求的材料，采用真空感应熔炼工艺。

单炼冶炼工艺均采用普通锭模铸造，一次缩孔中含有杂质等污染物，缩孔较深，影响成材率。但根据变形高温合金应用的重要性及对长时应用稳定性的特殊要求，必须减少夹杂，提高合金纯度，避免冶金缺陷的形成，所以双联冶炼工艺是变形高温合金的重要冶炼手段，只有 GH1015、GH1035、GH3030、GH3039、GH3044 等几种成分较简单的板材合金可以采用电弧炉单炼工艺。

电渣重熔过程中，自耗电极的端部金属呈薄层状熔化，形成溶滴，与熔渣的接触面较大，熔池中部的温度可高达 1 800℃左右，金属液与熔渣充分作用，得到有效精炼。其重熔过程与结晶过程同时进行，通过控制电流和熔速，能获得较好的熔池形状和温度梯度，而且凝固时主要靠轴向导热，因此在一定条件下能获得基本上是定向结晶的电渣锭，有利于改善钢锭的热加工性。

电渣重熔的弱点是在空气中熔炼，氧可通过渣中变价 Ti 离子的传输作用，不断进入金属熔池，使 Al、Ti 氧化而烧损，容易出现电渣锭头与锭尾的 Al、Ti 含量差异，在空气中熔炼对降低气体含量也不利。为改变此现象，现改进的电渣炉已采用熔炼全过程均在氩气保护下进行，对减少 Al、Ti 的烧损和降低 O 含量均产生有利作用。

真空电弧重熔与电渣重熔相同之处是熔炼和结晶同时进行，因其在真空条件下熔炼，有利于去气和控制合金的化学成分，而且铸锭外缘无渣壳，有水冷却，钢锭凝固速率加快，对减轻偏析有利。美国经过研究和改进后采用水与氦气双重冷却，有效加快钢锭的凝固速率和减轻钢锭中的枝晶偏析，目前我国的冶金厂已引进此设备并开始投产应用，这对提高我国高温合金的质量是非常有益的。

经过电渣重熔和真空电弧重熔后的合金材质得到改善，而且因熔炼与结晶方式的变化，熔炼最后阶段又有充填过程，减小了一次缩孔的深度，提高了成材率。

对于成分较复杂，使用寿命长的涡轮盘材料，采用三联冶炼工艺更好。真空感应炉熔炼的电极经过电渣重熔的渣系作用，去除夹杂，提高纯度，再经过真空电弧重熔，降低熔池深度，提高凝固速率，达到降低钢锭中的元素偏析和形成黑斑、白斑等冶金缺陷的概率，为生产大直径的盘件和环件



奠定基础。该工艺在美国广泛应用，我国目前变形高温合金的生产中，以双联冶炼工艺为主，随着冶金厂技术改造的进行和地面燃机对大直径锭型的需求，将开展三联冶炼工艺的研究。

上海宝钢集团五钢特种冶金公司生产变形高温合金时已采用真空感应熔炼＋真空电弧重熔＋电渣重熔的三联冶炼工艺，这是我国自行研制的新工艺，并在电渣重熔全过程均采用氩气保护，提高了材质纯度和最终电渣锭的塑性，为钢锭开坯时进行一次镦拔创造了条件，但因电渣重熔是最终工艺，钢锭凝固速率比真空电弧重熔锭的慢，影响钢锭中的枝晶偏析程度，不能像真空电弧重熔为最终重熔工艺一样，将锭型扩大至 ϕ508 和 ϕ560 mm，甚至更大，只能将锭型控制在≤ϕ465 mm 范围内。

美国通过真空感应＋电渣重熔＋真空电弧重熔的三联冶炼工艺，正进行将真空电弧重熔锭的直径扩大至 ϕ910 mm。

电渣重熔或真空电弧重熔用的电极棒的质量和重熔过程中电流与熔速的稳定性是防止钢锭中形成黑斑（Freckle）和白斑（White）等冶金缺陷的关键因素。在 GH4169 合金的生产中，曾因外界因素引起真空电弧重熔期间突然增大电流一倍，导致形成严重的黑斑而整炉报废；曾为了克服熔炼炉容量偏小的困难，将两根电极焊接成一根后进行电渣重熔，因未将每根电极的缩孔清除干净就对接在一起形成了暗缩孔，重熔至接头处引起电流的波动，形成了黑斑缺陷，材料判废；因真空感应熔炼的电极棒中心有裂纹，真空电弧重熔期间使电极中心贫 Nb 的枝干部位落入熔池，形成了干净的白斑缺陷。

我国生产中常用的真空电弧重熔锭型是 ϕ406 mm、ϕ423 mm 和 ϕ508 mm，为适应大直径的盘件和环件的需求，已将锭型扩大至 ϕ560 mm 和 ϕ660 mm。锭型直径的选择也取决于材料成分和出现冶金缺陷的概率。成分越复杂，锭型尺寸的增大必然会导致锻造难度增大和钢锭中偏析加剧及形成黑斑、白斑的概率增多。

冶金厂有 5 t 电弧炉，500 kg、1.5 t、3～6 t 真空感应炉，5～20 t 的电渣炉和氩气保护电渣炉，10～15 t 真空电弧炉等冶炼设备。根据合金成分、合同要求和供应量，确定应用的生产设备，并按照各合金的冶炼工艺规程进行生产。

在电弧炉、非真空感应炉、真空感应炉冶炼期间可以加入本钢种的返回料，一般用量在 30% 以内。但必须防止混料现象发生，所用的返回料务必清理干净，配料时要考虑返回料在熔炼期间的元素（如 C、B、Ce、Mg、La 等）烧损。根据合金的特点与合同要求，熔炼过程中加入返回料的时间也不尽相同，当优质 GH4169 合金对 N 含量有限制时，在开始装料时就将返回料放入坩埚，熔化期间返回料中的 Nb 与 N 结合生成 NbN，随后此 N 就无法再去除了。目前我国生产盘件用优质 GH4169 合金时，一般不加入返回料。

1.3.3　钢锭均匀化处理

钢锭在凝固结晶过程中均会形成树枝晶铸态组织，其树枝干与枝晶间存在着元素浓度的差异，称为显微偏析。随着合金成分的复杂化和锭型直径的增大，偏析也随之加剧。此类偏析对冶金产品和最终应用的零件是有遗传性的，严重的偏析会造成材料和零件组织与性能的严重不均匀性，对应用安全性和寿命均有直接影响。

钢锭均匀化处理工艺是改善钢锭中元素偏析的有效措施，其原理是钢锭在高温下长时加热，促进偏析元素的原子从高浓度区域向低浓度区域迁移，通过扩散减小树枝间与树枝干之间的元素浓度差异，提高材质的均匀性。

扩散效果决定于温度和时间。温度高，原子迁移速度加快，有利于扩散；当树枝间与树枝干之间的元素浓度差异大时，扩散速度较快，随着差异的减小，扩散速度也相应降低，所以长时间加热是有利的和必要的。

确定材料的均匀化工艺参数的原则是：均匀化温度应在避免发生相的初熔条件下，温度越高，效果越好，但必须低于低熔点共晶相的形成温度；均匀化处理的时间过长，造成生产成本过高，长时占用设备降低生产效率，所以必须适度。钢锭直径增大时，均匀化处理的时间必须延长。

经过研究，GH2761、GH2907、GH4169、GH4698、GH4141、GH4500、GH4738 等成分复杂的材料，锭型达到≥ϕ406 mm 时，均要进行均匀化处理。

均匀化处理后能有效改善钢锭的热加工塑性，提高成材率和生产效率。例如 GH4698 合金钢锭，开坯时容易发生裂纹，尤其在倒棱时，因温降更容易开裂，但经过均匀化处理后，显著改善了加工塑性，开坯生产能顺利进行。

三个冶金厂均已建立和应用具有自动控温装置的煤气加热均匀化处理炉。

在均匀化炉内必须装有挡铁，防止煤气喷嘴喷出的火焰直接射向钢锭表面，造成过烧，导致开坯时发生开裂而报废。新建的均匀化炉，改进了喷嘴的角度，不会出现火焰直射钢锭的现象，所以不需要装挡铁。

1.3.4　钢锭开坯

钢锭开坯是材料热加工的首道工序。每种合金均通过落锤、热压缩、扭转等试验确定材料的最佳热变形区域：该材料变形不开裂的温度和变形量范围。

高温合金的热加工变形条件与一般结构钢有很大差别，其特点是：导热性差；热加工温度区间窄，一般钢的热加工温度范围是 400℃，热加工性好的高温合金变形温度范围是 150～200℃，难变形材料的可变形温度范围仅 70℃；合金化程度高，加工塑性低，一般钢的一次变形量可达 80%，变形高温合金是 40%～50%，难变形合金铸锭的变形量必须控制在 25%～30%；变形抗力大，在 1 000℃，变形抗力是普通结构钢的 4～7 倍。这些特点使变形高温合金在热加工生产中需要采用与结构钢热加工不同的技术措施。

钢锭开坯的目的是破碎铸态组织。因材料的导热性差，所以在铸锭加热升温时采用较慢的升温速度；在开锻温度必须有足够的保温时间，使钢锭充分烧透；因加工塑性低，铸锭允许的一次变形量较小，所以钢锭要经过多火次锻造才能达到破碎铸造组织，并获得所需尺寸的圆棒。该工序的顺利与否是变形材料生产的关键，一旦发生严重开裂，对随后的变形会增加很多困难，甚至导致材料报废。

开坯期间，控制加热温度、保证材料热透、控制变形量和每火次锻造时的终加工温度是关键要素。

每火次加热时，必须严格控制加热温度和保温时间，若发生跑温或过烧，进入材料的低塑性区，会导致晶粒粗大和开裂；若温度偏低或保温时间不够，也会因热加工塑性降低而造成开裂；料温不均或终加工温度过低，也会因变形不均匀和塑性降低而开裂。

我国冶金厂的钢锭开坯均在 2 000 t 快锻机上进行，变形速率比锤击变形慢，对铸锭的变形有利。美国在 4 400 t 快锻机上开坯，进行两次反复镦拔，对增大变形量，提高材质均匀性和材料的综合性能是非常有利的。我国的 2 000 t 快锻机吨位和行程有限，不能进行反复镦拔变形，只能单向拔长，我国的冶金厂已引进 3 500～4 000 t 的快锻机，有望实施钢锭的反复镦拔工艺。

这道工序的产品有两类：一是直接生产出为模锻涡轮盘、环件或锻件所用的棒料，为此制定的生产工艺规程必须确保产品在尺寸和材料组织、性能方面均达到技术标准要求；二是生产随后工序需要的坯料，需要再次锤锻的坯料，操作时以确保棒材无裂纹和达到尺寸要求为目标。

该工序的产品属大直径棒材，一般均≥ϕ200 mm。



如果最后一火是锻半根棒，则另一半是经过回炉空烧未变形的，晶粒必然粗大，对整根棒料来说，两部分的组织是有差异的，所以对组织要求较严的产品，生产时最后一火必须完成整根棒料的加工变形，不能发生回炉空烧现象。在生产 GH4169 合金锻造盘件用棒料时，就不允许在最后一火加工中有再次回炉空烧的现象。

由于钢锭头部有缩孔，头尾均有因重熔时起弧和重熔最后阶段的充填造成的不正常组织，所以开坯后在切头时不仅将缩孔、缩孔残余部位切尽，而且将头、尾中的不良组织部位也要切尽，避免残留方偏和中心亮条等冶金缺陷。冶金厂在生产中积累了不同锭型开坯后切头、切尾量的数据，并在工艺规程中贯彻。

该工序中加强钢锭头尾和锭节的管理是重要的。因钢锭头、中、尾部的质量是有些差异的，尾部在重熔时有引弧至正常冶炼的过渡部位，头部有缩孔部位，所以经过开坯拔长后，尤其在开坯期间经多火次锻造和调头、切头、切尾等操作，仍必须明确棒料与钢锭头尾对应的位置，确保检验取样位置的正确性，是正确判定产品合格与否的前提。

美国和俄罗斯均有大型挤压机，可用于高合金化程度的难变形高温合金锭的开坯，挤压时钢锭处于三向压应力状态，对避免低塑性材料变形时产生裂纹是有利的。我国无此设备，所以生产 GH4049、GH4220、GH4742 等难变形合金时在 2 000 t 快锻机上开坯，因钢锭表面降温，与砧子接触部位降温，而这类材料的可变形温度范围仅 70℃，因此极容易开裂，该类材料的裂纹扩展速率很快，使开坯工序难以进行，只能冶炼 ϕ180 mm 的小锭型在轧机上采用直接轧制或包套直接轧制开坯成轧棒，作为模锻叶片和航天发动机用小尺寸盘锻件的坯料，不能像美、俄能生产大直径的航空发动机用盘件，对我国宇航工业的发展是有不利影响的。

1.3.5　锤击锻造

钢锭经过开坯，铸态组织已破碎，热加工性能相应改善，可在锻锤高速变形条件下进行锻造。

钢锭经过开坯后的 ϕ200 mm 棒材在 3 t 或 5 t 锤上继续按照合同要求，锻造变形成 $\geq \phi$100 mm 的棒料，该棒料可分为两类产品，一类是按照合同要求交货的不同规格的锻棒，必须在组织、性能、尺寸等项目上达到合同要求；另一类是为继续轧制不同规格的轧棒或轧板所用的坯料。

锤锻的技术关键也是加热温度、保温时间、变形量和终锻温度的控制。该工序中的质量均是靠人工控制，所以技术工人的经验和操作水平非常重要，尤其要掌握锤击的轻重和锤击间的间隙，否则影响产品质量，造成晶粒不均、晶粒粗大、中心裂纹、表面裂纹等缺陷，甚至发生报废。

如果最后一火是锻半根棒，则另一半是经过回炉空烧未变形的，晶粒必然粗大，对整根棒料来说，两部分的组织是有差异的，所以对组织要求较严的产品，生产时最后一火必须完成整根棒料的锤击变形，不能发生回炉空烧现象。

美国采用精锻机锻造棒材，一火就锻到成品，中间不需要回炉加热，不仅提高效率，降低成本，同时还可锻造异形棒材和带中孔的棒材。抚钢有一台精锻机，一直生产特殊钢棒材，现在开始进行 GH4169 合金棒材的锻造工艺试验；上钢五厂引进了一台 1 300 t 的精锻机，为实现压机开坯和精锻机锻造棒材的联合操作提供硬件。

在该工序的生产过程中，仍必须加强锭节号的管理，才能保证检验取材的准确性。曾发生过多次头部不良组织漏检的现象，均是因锭节管理不严，未取到与锭头部位对应的试料而造成漏检，幸好应用部门在复验时及时发现，才避免了不良后果的发生。

1.3.6　轧制棒材、板材和带材

轧制棒材的规格可从 ϕ90 mm 至 ϕ11 mm，分别在具有不同直径的轧辊和不同轧制速度的轧机上生产，一般大直径轧棒可由锻坯经过加热后，一次轧制完成；小直径的轧棒由锻坯加热轧制成中间坯后，再次加热和轧制才能获得所需的产品。

轧制用坯料通常在连续加热炉中加热，控制温度是重要因素，温度高了，晶粒会粗化，发生过热，会开裂；温度低，喂料时会咬不进去或轧制过程中因塑性降低而发生开裂。

冶金厂已积累了经验，各种不同规格的产品所对应的坯料尺寸均已确定，所以每种产品的轧制变形量已固定了，该工序的生产关键是控制好加热温度和调正好轧辊的孔型。

普通钢采用箱形—扁孔—棱形—方形的孔型，每一道次的变形量较大，高温合金的变形塑性低于普通钢，对于成分较复杂的材料，热加工塑性区间更窄，允许的变形量也减小，经过研究，我国在轧制开始时采用圆—椭圆—圆孔型，每一道次的变形较缓和，受力状态得到改善，三个冶金厂均采用此孔型生产高温合金的轧棒。GH4049、GH4220、GH4742 等难变形材料的铸锭开坯非常困难，可用此孔型完成 ϕ180 mm 小锭型的直接轧制开坯，为我国无大型挤压设备，解决难变形高温合金的生产和应用创造了条件。

板材分热轧板和冷轧板，热轧板厚度一般在 4 ~ 11 mm，冷轧板厚度一般在 0.5 ~ 4 mm。

成分较简单的板材合金经过钢锭开坯后可在初轧机上轧制成板坯，合金化程度较高的材料，钢锭开坯后，锤锻成板坯再进行热轧。

为保证热轧板生产的顺利进行，作好板坯的清理工作是基础，残留的裂纹会在轧制过程中延伸和扩展。我国高温合金板材产品是 1 m × 2 m 的成张材料，其厚度根据合同要求控制。

采用纵轧-横轧工艺轧制板材，产品要达到合同要求的成分、组织和性能指标并保证尺寸精确，板形平坦，表面光洁。

我国生产板材主要在抚顺钢厂和长城钢厂进行。板材的生产工序较多，对强度较高的材料，每次轧制的变形量受到限制，会增加退火、轧制、平整和酸碱洗的工作量。上钢三厂的轧板生产将与五钢重组，成为高温合金板材的另一生产点。

因板材要制造很多冲压产品，所以不仅要求平整，而且对退火后成品的强度有限制，国外建立了雾化喷水冷却的装置，热轧后的板材立即经受雾化喷水冷却，加快了冷却速度，抑止了沉淀硬化，达到了降低强度的目的，同时因雾化时冷却均匀，又避免了板材变形影响平整度。随着我国宇航发动机不断升级的需求，板材合金产品的要求也相应提高，所以需要尽快建立此条件。

我国还应建立大张板材的固溶热处理炉，冶金厂交付经过固溶热处理的产品，用户应用时随用量需求可直接剪板，制成零件后进行时效处理，现因无此条件，冶金厂提供退火软化状态的产品不能完全与固溶热处理相当，用户根据用量取料后，每次均需要自行固溶热处理，既不方便，又增加生产成本和降低生产效率。

与热轧板相比，冷轧板的尺寸精度和表面光洁度相应提高。厚度在 0.5 ~ 4 mm 间。冷轧板在进行冷轧前，坯料需进行退火软化，并经酸洗去除氧化皮后才能冷轧，酸洗的质量直接关系到轧制产品的表面质量。

带材和冷轧板的生产工序相同，带材的厚度 $\leq$ 0.8 mm。为保证其平整度，对轧辊和轧机的精度要求更高，同时带材的宽度就不能和板材一致了，我国的带材宽度不能超过 200 mm，国外的带材宽度能达到 300 mm 以上。上海钢铁研究所和陕西钢铁研究所是国家投资装备的带材生产基地，但产品的规格和品种与国外仍有差距。陕钢具有国内最先进的



带材连续生产线。

带材生产中应用的半成品是冷轧产品，不能再在空气中加热和酸洗去除氧化皮，要应用保护气氛加热，通常采用氢气光亮退火，退火炉允许通过的宽度也是生产带材宽度的限制条件。

1.3.7 冷拔丝材和棒材

变形高温合金的丝材是焊丝和弹性元件用丝的来源，通过冷拔工艺生产。

冷拔工艺的特点是：可以生产长度极大，直径极小的产品，并在整个长度上横截面保持一致；产品的形状和尺寸精度及表面质量好，机械强度高。

丝材的尺寸精度通过拔丝模的质量和精度来保证。要将ϕ8 mm的盘条拔成不同规格的细丝，坯料需经过多次拉拔，每次拉拔前的半成品均要经过退火加热软化和酸洗去除表面的氧化皮，必须严格控制加热温度和加热时间，温度低了，退火软化不充分，拔不动；温度高了会发生过烧。酸洗时要控制在池中浸泡的时间，过长了在表面形成麻坑，发生过腐蚀。

焊丝需达到化学成分和表面质量的要求，并希望气体含量低为好；弹性元件用丝还有性能的指标，所以在冷拔弹性元件用丝材时，要根据研究结果，控制最后一火的冷拔变形量，满足用户对性能的需求。

直径小于1 mm的丝材继续冷拔时，必须采用光亮退火软化。

不同合金因其成分和组织因素导致冷拔前的退火温度是有差异的，必须根据研究结果指定的温度加热和保温。

丝材均是盘状交货，小于1 mm的丝材是线轴式交货。

冷拔棒材是制造紧固件的材料，冷拔棒材的直径并不都是小的，形状有圆、方、六角等，因冷拔材的尺寸比热轧棒精确，性能也高，是紧固件需要的产品。

冷拔紧固件用材的关键是坯料的退火软化，要求加热退火后立即进入流动水中冷却，而且要控制进入流动水槽的坯料数量，必须确保坯料充分软化，才能顺利冷拔。目前国内用量较小，所以基本上集中在上钢五厂生产。

1.3.8 轧制和冷拔管材

变形高温合金管材在宇航发动机和核反应堆中应用很广，有直管、锥形管、变截面管等。

管材的生产工艺有热轧、冷轧、冷拔和冷旋压，根据产品的规格和要求，选择与确定工艺路线。

首先是对实心坯料进行热穿管，顶头热穿时使内部温升增高，所以要防止内壁开裂。现在对强度较高和对温度很敏感的材料基本采用车内孔的方法，这样耗材多，成本高。

热轧管材的工序较多，达到减壁厚和减径及形状的要求。冷拔工序应用于小直径管材的生产中。

现有采用冷拔焊管技术，即用板材焊成管材后经冷拔变形成最终成品，此工艺对小直径管材的生产既方便又经济，我国对GH3536合金进行了冷拔焊管的研究，开始批量生产。

冷旋压工艺是生产超薄壁管的一种途径，我国研制了GH4169合金超薄壁管的生产工艺。

我国在变形高温合金制管技术的研制与管材的生产上与国外的差距较大，目前产品的数量和质量与应用的要求也有距离，用户常需进口，应该说变形高温合金管材的研制和生产是变形高温合金中的薄弱环节。随着我国宇航发动机与核工业的发展，管材需求呈现规格多，用量小，性能提高的趋势，除了对GH4030等容易变形的低合金化板材合金管材的需要外，已提出了对强度升高的GH4536管材，甚至是高强度GH4169合金管材的需求，并且直径大的达ϕ70～80 mm，细的要毛细管。国家对上海钢铁研究所投资了生产管材的设备，长城钢厂也投资建立钢管的生产线，金属研究所也建立了一个小直径和毛细管的生产线，在此基础上，如何将材料研制的技术力量与管材生产的技术力量密切合作，充分利用和发挥现有生产设备的能力，提高管材产品的生产技术水平和提高管材的质量及降低管材的生产成本是当务之急。

1.4 变形高温合金的冶金缺陷

冶金厂与锻造厂在生产中必须严格执行工艺规范，并认真贯彻生产过程中的检验和最终产品的检验规则，是保证产品质量的重要前提。检验内容有材料的化学成分、高低倍组织、力学性能、表面和内部质量、尺寸与形状、产品数量等项目，对于检验是否有冶金缺陷的手段是无损探伤和低倍腐蚀检验。

变形高温合金的产品在生产过程中和交货前均要进行无损探伤检验，目前国内的检测水平是能检测到产品中的裂纹、折叠、非金属夹杂等缺陷，冶金厂的无损探伤是采用接触法检验，航空厂有接触法和水浸法的检测手段，但对黑斑、白斑、方偏及中心亮条等冶金缺陷是不能通过无损探伤发现的，如果有此类缺陷，是通过冶金厂、锻造厂、应用部门在材料与锻件的生产检验和零件制造工序中的腐蚀检验阶段发现和判定。

无损探伤是一门重要的学科，其检测水平与检验用设备、检验技术水平、检验人员的素质有关，国际上此检验已不停留在发现裂纹、折叠、非金属夹杂等缺陷上，已发展到对材质均匀性和组织均匀性的评价，例如通过探伤发现脏白斑的研究，是无损探伤技术的提高和发展的结果。我国经过近10年的实践，也逐步认识到无损探伤的重要性，并通过实践经验的积累和国际交流在技术方面有所提高，例如针对航天火箭发动机用的GH4169合金整体转子的结构、晶粒组织、应用工况的特殊性，制定了专用的探伤标块、探伤方法和检测标准，并在生产实践中得到了验证和考核。但在变形高温合金材料和锻件、零件的生产和制造过程中，也确实发生过漏检，甚至引发过重大事故，这与检验人员的责任性和探伤设备的功能性有关，而更重要的是需要不断提高技术水平和对探伤检测人员进行培训。所以研究院、所的无损检测技术研究部门与冶金厂、锻造厂、应用部门制造厂的无损探伤人员联合起来，不断交流和总结，研究创造新的检测方法，不断提高生产检测水平是促进我国变形高温合金材料和锻件的生产、应用与发展的重要环节。

按照技术标准，在材料生产过程中均有在与钢锭头尾对应部位切片进行低倍腐蚀检验的工序，发现的冶金缺陷主要有以下3种。

1.4.1 黑斑与白斑

黑斑与白斑是真空电弧重熔或电渣重熔过程中，因熔速和电弧不稳定造成Ti、Nb等元素的富集或贫化而形成的冶金缺陷。富集Ti、Nb等元素，形成黑斑，横低倍上出现于相当钢锭的$R/2$至中心的位置，呈黑色点状分布，纵低倍上呈条带状（图10.2-1）；当贫Ti、Nb等元素时形成白斑，根据其形状、特点和形成原因，可分为分离状白斑、树枝状白斑和凝固白斑（图10.2-2）。此类缺陷一旦形成，通过均匀化处理或热变形和热处理工艺均无法消除，各材料的技术标准中均有出现此类缺陷的判据和处理方法。

1.4.2 棒材中心亮条

棒材中心亮条是钢锭头部中心贫Ti、Al、Nb等元素偏析的遗传，在切头部时切下量偏少造成的不良组织残余，在纵低倍腐蚀试片上呈现亮条状偏析区（图10.2-3），其降低拉伸和持久、蠕变强度，成品中不允许存在。

1.4.3 方形偏析

钢锭结晶时将低熔点组元、气体和偏析元素推向尚未冷凝的中心液相区，使固液相交界处形成一个偏析方框。这种偏析方框所含的较多杂质未能在剩余钢液中充分扩散均匀或

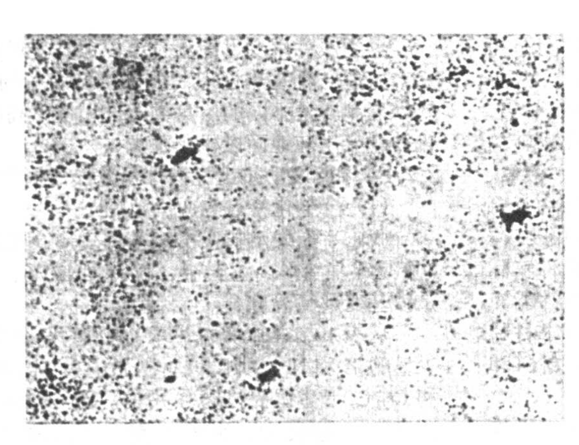
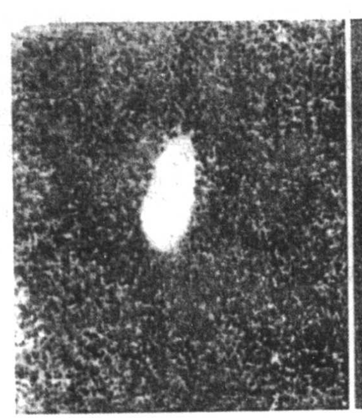
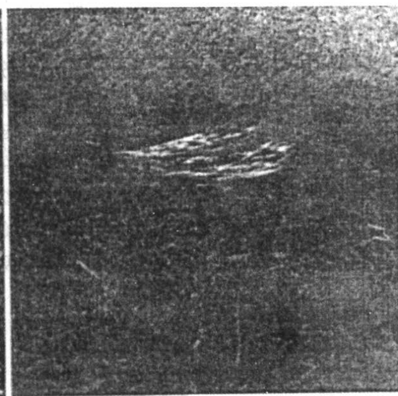



图 10.2-1　黑斑缺陷


(a) 分离状


(b) 树枝状

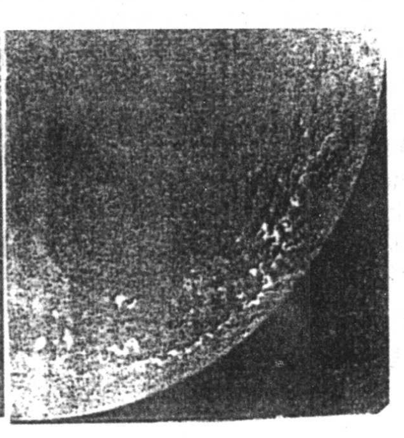

(c) 凝固状

图 10.2-2　三种形式的白斑缺陷

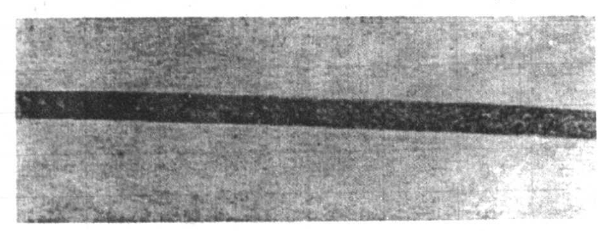


图 10.2-3　中心亮条

上浮至冒口，冷凝下来后形成了方形偏析（图 10.2-4），该区内杂质较多，因此该区内的晶粒比正常组织的细。该缺陷在成品中不允许存在。

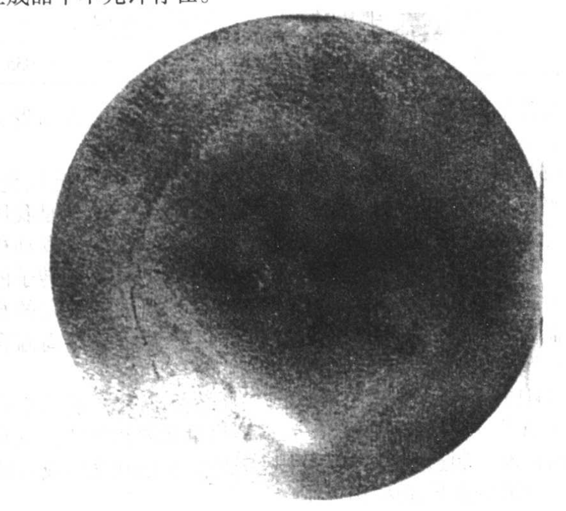


图 10.2-4　方形偏析

进行低倍腐蚀检验试片的取料位置必须严格按照技术规范要求执行，试片的制样太粗糙或腐蚀剂配制时间太长，均会影响腐蚀和检验效果。

2　盘类锻件用变形高温合金

2.1　盘类锻件用变形高温合金的特殊要求

航空发动机中的各种盘件有高压和低压涡轮盘、压气机盘、封严盘、篦齿盘、甩油盘、动力涡轮盘等，航天导弹发动机和火箭发动机中的盘件称涡轮盘、动力涡轮盘、氢涡轮转子、氧涡轮转子等，这些零件均应用变形高温合金模锻后，经机械加工而成，其作用相当于发动机的心脏，工况极其恶劣，制造盘类锻件的材料要满足以下要求。

1）高的允许使用温度，并在该温度下具有长期稳定的组织和性能，以提高涡轮前进口温度和发动机的推重比及其使用寿命。

2）高的比强度，以减轻发动机重量和提高推重比。

3）低裂纹扩张速率，以避免发生瞬间灾难性破坏。

4）高的蠕变强度，以利控制叶片叶尖的径向间隙和维修过程中的分解与再装配。

5）良好的抗疲劳性能和低的缺口敏感性，以提高抗疲劳损伤能力和减小对机械制造完整性的敏感程度并避免发生瞬间灾难性事故。

6）低的材料和制造成本，以有利于降低发动机的生产成本。

军用航空发动机盘件寿命不得低于 2 000 h，舰用和地面燃气轮机的盘件使用寿命分别达到 50 000 h 和 100 000 h 以上，所以材料的长时稳定性是发动机安全可靠性的保障前提。

我国航天火箭发动机的使用寿命是按秒计算的，地面试

验要求安全运行 2 500 s 以上，与航空相比，应用时间是短了，但氢涡轮转子零件自身各处的工作温度范围在 -253 ~ 600℃间，温度差达 850℃，是航空盘件自身中温差的 3 倍，加上发动机的爆炸式起动，即转速在瞬间由零达到几万转的额定转速，工作介质有固体燃料、液氧/煤油、液氢、液氧、富氧、富氢等。所以对材料的强度和冲击、疲劳性能均有要求，并且还有抗氢脆、抗富氧条件下的燃烧等特殊应用要求。

巡航导弹发动机用量较大，均是一次性应用，盘件实际使用寿命约 10 h，为避免过分的浪费，希望材料的潜力能充分发挥，设计时采用安全系数仅在 1.1 左右，所以要求材料和零件在 50 h 内充分保持其性能的稳定性，这样对材料和零件的生产稳定性的要求就非常高。

歼击机发动机用的盘件直径约在 ϕ450 ~ 650 mm，轰炸机发动机的盘件直径可达 1 m，舰用燃气轮机盘件直径达 1.2 m，大型地面燃气发动机盘件直径达 2.2 m，而直升机、航天火箭发动机、巡航导弹发动机的盘件直径较小，约 ϕ200 ~ 250 mm。盘件直径越大，盘件厚度越薄，模锻时的变形抗力和需要的总压力也越高，所以大直径盘件需选用热变形性能较好，变形温度区间较宽的材料，但材料的强度通常也随之降低。

综上所述，选用涡轮盘材料时必须将设计应用要求、零件形状和尺寸、材料的力学性能、组织稳定性与热加工特点、材料的机械制造性能和生产成本等因素进行综合考虑。

2.2 盘类锻件用变形高温合金的成分、性能与热处理工艺

盘类锻件用变形高温合金以镍基变形材料为主，均采用固溶处理 + 时效热处理，根据材料中相的溶解、析出规律，热处理制度是不同的。盘类锻件用变形高温合金分宇航发动机和舰船用与地面燃机用两类。

2.2.1 宇航发动机盘类锻件用变形高温合金

(1) 合金化特点与应用范围

我国宇航发动机盘类锻件用变形高温合金有 10 个牌号，7 个是镍基变形高温合金，仅有 GH2036、GH2901 和 GH2761 是铁基变形高温合金。

从表 10.2-4 中数据显示 GH2036 合金含有 V 而无 Al，有少量的 Ti 和 Nb，所以该材料是通过 MC 型碳化物 NbC、VC 和 $Cr_{23}C_6$ 产生沉淀硬化作用的。因 VC 和 $Cr_{23}C_6$ 在 650℃长期时效后会长大，影响强度，所以该材料在 600 ~ 650℃应用。

采用电弧炉冶炼 GH2036 合金时出现异金属夹杂、碳化物偏析、模锻裂纹等质量问题，改用电弧炉 + 电渣重熔，控制溶渣中残留质量分数为 0.003 ~ 0.01% 的 Mg 及重熔过程中的熔速，调整模锻与热处理工艺后，解决了质量问题，提高了综合性能和成材率，至今仍在生产和制造航空发动机用的大型涡轮盘，零件的最大直径接近 1 m。

GH2761、GH2901、GH4169、GH4133B、GH4698、GH4742、GH4500、GH4710 和 GH4141 合金均采用二联或三联冶炼工艺，首次熔炼均是真空感应炉熔炼。

表 10.2-4 宇航发动机盘类锻件用变形高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Mg	Zr	Ce	Le
GH2036	0.37	12	—	8	余量	—	0.06	0.37	—	1.3	1.4	—	—	—	—	—
GH2761	0.05	13	—	44	余量	1.65	3.4	—	3.0	1.7	—	0.007	—	—	0.02	—
GH2901	0.04	13	—	43	余量	0.15	2.95	—	—	5.8	—	0.015	—	—	—	—
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.3	—	3.0	—	0.004	—	—	—	—
GH4133B	0.04	21	—	余量	—	0.95	2.8	1.5	—	—	—	0.005	0.005	0.05	0.01	—
GH4698	0.04	15	—	余量	—	1.5	2.6	2.0	—	3.0	—	0.003	0.005	0.03	—	—
GH4742	0.06	14	10	余量	—	2.6	2.6	2.6	—	5.0	—	0.005	—	—	0.01	0.05
GH4500	0.06	19	18	余量	—	3.0	3.0	—	—	4.0	—	0.006	—	0.03	—	—
GH4710	0.05	18	15	余量	—	2.5	5.0	—	1.5	3.0	—	0.02	—	0.03	0.02	—
GH4141	0.09	19	11	余量	—	1.6	3.3	—	—	10	—	0.006	0.005	—	—	0.035

GH2761 合金是我国自行研制的在 750℃下长时工作的涡轮盘材料，其含 Fe 量与 GH2901 合金相等，但提高了 Al、Ti 含量，应用 W、Mo 复合固溶强化，在强度上比 GH2901 合金略高，但目前工业化生产中的工艺和产品稳定性控制方面有些难度，实施批产中需要继续研究和改进。

表中数据显示 GH4169 合金中的 Nb 含量 w（Nb）(5.0% ~ 5.5%) 最高，所以含 Nb 元素的 γ''（Ni_3Nb）相是该材料的主要沉淀硬化相（图 10.2-5），少量的 γ'（Ni_3（Al、Ti））相也产生强化作用。该材料是我国目前应用制造航空用盘锻件材料中唯一由 γ''相产生沉淀硬化作用的合金。正是因 γ''相的沉淀硬化作用，使其在 650℃以下的屈服强度居高温合金的首位，在 650℃长期时效期间，γ''相会粗化，向 δ 相转变，强度迅速下降，所以该材料的高温长期使用温度是 650℃以下；GH4169 合金同时具有良好的低温性能，因此其应用温度范围是 -253 ~ 650℃，其瞬时高温使用（火箭发动机中）温度可达 800℃。

GH4169 合金具有良好的综合力学性能，同时抗氧化、抗辐照，其焊接和热加工性能也非常好，因此该材料是我国 20 世纪 90 年代研制的涡喷、涡扇、涡轴类新型航空发动机盘锻件的主要选材，也是长征系列火箭发动机中涡轮转子的主要用材。2005 年，GH4169 合金将成为我国用量最大的高温合金（该材料的美国牌号是 IN718，年产量占美国高温合金年产量的 45%）。

GH4169 合金均是采用双联或三联冶炼工艺，根据不同的应用要求，对材料中的杂质元素、痕量元素和气体含量有不同的标准，制造航空发动机用盘锻件必须达到优质或高纯水平，其成分差异见表 10.2-5。

GH4133B 是我国目前年产量最大的变形高温合金，也是

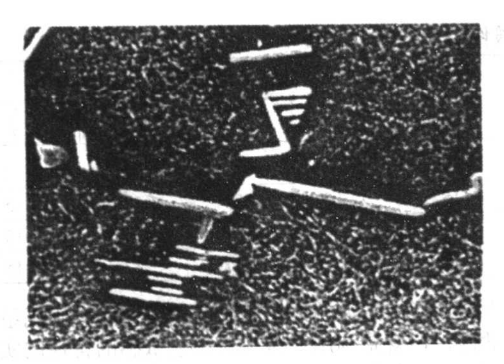


图 10.2-5　GH4169 合金中的圆盘状 γ″相（5 880×）

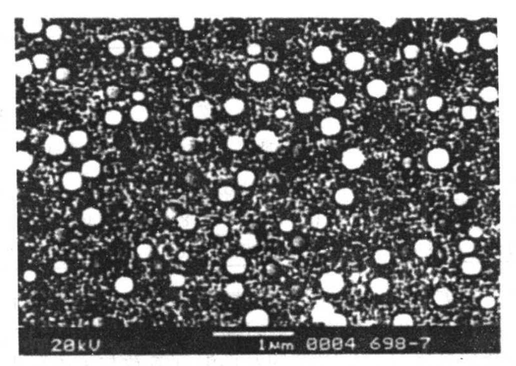


图 10.2-6　GH4698 合金中的球状 γ′相（20 000×）

表 10.2-5　GH4169 合金不同材质水平的元素控制标准

材质分类	C	S	Nb	Sn	Ag	Pb	Bi	Se	Te	Tl	N	O
	质量分数/%			质量分数/10^{-6}								
标准	≤0.08	≤0.015	4.75/5.5	—	—	10	—	3	—	—	—	—
优质	0.02/0.06	≤0.015	5.0/5.5	50	10	10	1	3	—	—	100	100
高纯	0.02/0.06	≤0.002	5.0/5.5	50	10	10	0.3	3	0.5	1	100	50

我国自行研制的涡轮盘用材，制造现役航空涡喷型和涡浆型发动机中的涡轮盘。

我国原来是仿制前苏联的 ЭИ437Б 合金，国内牌号是 GH4033，通过 Al 与 Ti 元素形成 γ′相产生沉淀硬化效果，但经台架试车后，发现屈服强度偏低，50%以上盘件的伸长量超过技术标准允许值。经研究，确定在此合金成分的基础上加入 Nb 是提高屈服强度的有效途径，并且对 Nb 在基体、γ′相、碳化物中的分布和 Nb 对固溶体晶格畸变、对 γ′相晶格常数与颗粒尺寸及长程有序度、对位错强化合金的作用均进行了分析，从而确定了 Nb 的含量范围，获得了屈服强度提高 80~100 MPa 的 GH4133 合金，解决了应用中涡轮盘伸长超差的问题。可在批生产中出现碳化物形成点状偏析和 700℃以上有缺口敏感性，限制了盘件的使用温度和使用寿命。继续研究后，加入微量的 Mg 和 Zr 改变碳化物的形态和提高晶界强度，并将冶炼工艺由电弧炉一次熔炼改为双联冶炼，控制熔速和改变钢锭的结晶状态，获得了满意的 GH4133B 合金，并成为在 750℃长时应用的航空发动机涡轮盘用材。

GH4698 合金是俄罗斯广泛应用的在 750℃以下长时工作的涡轮盘材料，与 GH4133B 的成分相比，Ti 含量相同，Al 与 Nb 的含量增加，又添加了元素 Mo，成为多元素综合强化的难变形合金，不但树枝晶偏析加重，而且钢锭开坯时因热加工性能降低，对温度变化敏感性加强而容易开裂，尤其是倒棱时因降温快就更易开裂。自对钢锭采用均匀化处理后，明显减轻了元素偏析，热加工性能也显著改善，开坯生产顺利，成材率提高，图 10.2-6 显示了 GH4698 合金中的球状 γ′相。

GH2901 合金中的含 Fe 量比 GH4169 高 10%，不含 Nb，与 GH4169 合金的根本差别是通过 γ′沉淀硬化，在涡喷发动机中制造 650℃以下长时工作的涡轮盘，虽然性能比 GH4169 合金低，但成本也比 GH4169 合金低，而且也是国外应用的成熟材料。

GH4742、GH4500、GH4710 合金是含 Co 的盘锻件合金，再加上 Al、Ti、Nb、Mo 的强化，高温性能和使用温度得到提高，但热加工性能明显差于上述的几种材料。

GH4500 合金是我国新型涡轴发动机中的涡轮盘材料，通过研究已掌握其工艺性能，进行批量生产和应用于涡轴类发动机中的涡轮盘。该材料的使用温度可达 870℃。

GH4710 合金的 Al、Ti 含量达到质量分数为 7.5%，W、Mo 含量达到质量分数为 4.5%，γ′析出总量达 43%，强化程度大大高于 GH4500 合金，长时工作温度可达 900℃，但材料的热加工极其困难。国外采用大型挤压机开坯，我国无此条件，φ250 mm 的真空电弧重熔锭在 2 000 t 快锻机上开坯发生严重开裂，后采取将钢锭切成一段段镦饼用的坯料，钢管包套，在 2 000 t 快锻机上直接镦饼，再车削加工成涡轴型发动机的小尺寸涡轮盘零件，会出现铸造组织破碎不充分现象，不能搞大锭型和生产大尺寸涡轮盘。

GH4742 合金的 Al、Ti、Nb 总量大于质量分数 7.2%，γ′析出总量达 35%，加上质量分数为 5% Mo 的固溶强化效应，是长时工作温度达 750℃的难变形材料，俄罗斯广泛应用制造大尺寸盘件，我国也因受开坯生产条件的限制，只能采用 φ180 mm 小锭型在轧机上直接轧制开坯后，在 2 000 t 快锻机上模锻成航天导弹发动机用小尺寸盘件。通过研究，将锭型扩大至 φ250 mm，在 2 000 t 快锻机上采用钢锭包套和人工在钢锭上下铺垫保温棉的方法，实现了开坯成 φ180 mm 棒材，再在轧机上轧制成模锻用棒料，包套后继续在 2 000 t 压机上模锻成涡轮盘锻件，这样能增大锻造比，对提高锻件质量和降低生产成本有利。但因该材料的热加工温度区间仅有 70℃，温度偏低立即开裂，所以钢锭开坯质量是生产过程的关键。

我国航天火箭发动机上成功应用的另一变形高温合金是 GH4141 合金，在 900℃以下的强度和持久蠕变性能较好，Cr 含量高，980℃以下的抗氧化化性能良好，但铸锭热变形也是较困难的，变形后的材料具有较好的塑性，研究中通过加入微量的 Mg 和 La，对改善铸锭热变形有利，所制造的小尺寸涡轮转子在火箭发动机中成功应用。

（2）合金性能

合金的性能是应用选材的重要依据，性能水平与材料的合金化程度、变形工艺参数和热处理制度相关，必须注意：上述 10 种材料中除 GH4169 合金外，均是采用高于 1 050℃以上的高温固溶（一次或二次）处理，仅 GH4169 合金锻件是在低于材料静态再结晶温度（1 020℃）的低温下（950~980℃）进行固溶热处理，这意味着热变形后的晶粒组织状态不能与其他九种材料一样在高温固溶热处理期间发生静态再结晶，获得均匀的等轴晶组织，而是锻态的晶粒组织状态就是零件的组织状态。众所周知：组织状态决定了锻件的性能水平，所以必须制定合理的变形工艺规程，才能获得能确保盘锻件性能的锻件组织。

GH4169 合金盘锻件的工艺已有系列化规范，通常分为标准（STD）、高强（HS）和直接时效（DA）工艺 3 大类，其热变形工艺参数不同，获得的组织和性能也不同（表 10.2-6），其中标准和高强工艺生产的锻件均要进行固溶和时效热处理，而直接时效工艺锻件无固溶热处理，直接进行时效热处理，其晶粒最细，强度最高。

表 10.2-6 中的性能数据是各类锻件的下限值，在实际

表 10.2-6　热变形工艺对 GH4169 合金锻件组织和性能的影响

工艺类型	热加工温度参数 /℃		晶粒度级别	20℃				650℃			
				σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	ψ
	镦饼	模锻	ASTM	MPa		%		MPa		%	
标准	1 066 ~ 1 093	1 038 ~ 1 066	4	1 276	1 034	12	15	1 000	862	12	15
高强	1 038 ~ 1 060	1 010 ~ 1 038	8	1 345	1 100	12	15	1 080	930	12	15
直接时效	998 ~ 1 023	968 ~ 998	10	1 450	1 240	10	15	1 170	1 000	12	15

生产中，各类锻件的最佳热加工工艺参数需根据锻件的形状和尺寸及生产厂的实际条件进行研究和确定，我国现在生产的高强度和直接时效盘锻件的变形温度参数与表中数据是有差异的。GH4169 合金锻件的组织和性能对变形工艺参数非常敏感，表中数据可供参考，应根据对材料的了解和生产经验制定工艺，例如航天火箭发动机用氢和氧涡轮转子均是盘、轴、叶片为一体的整体锻件，而盘在高温工作，轴在液氢或液氧介质中运转，盘与轴必须具有满足不同工况条件所需的性能和组织要求，但热处理时对整个锻件是一次处理的，所以采用了专用的热变形工艺，获得了盘轴不同组织和性能的锻件，这就是利用该材料对工艺敏感的特性的实例。

表 10.2-7 ~ 表 10.2-9 为宇航发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的力学性能。表 10.2-7 中数据显示在 700℃以下 GH4169 合金的拉伸强度最高，700℃以上，以 γ' 为沉淀硬化相的强化作用显示出了优势，尤其是含 Co 的高合金化的 GH4742、GH4500、GH4710、GH4141 合金的高温强度更为明显，在 700℃以上的持久和蠕变性能也是此趋势，所以选材时必须注意。

表 10.2-7　宇航发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的拉伸性能

合 金 牌 号	20℃			500℃			550℃			600℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH2036	952	628	22	706	466	15	—	—	—	628	451	14
GH2761	1 324	971	15	1 245	926	12	1 229	929	11	1 192	930	12
GH2901	1 180	860	19	1 030	755	15	—	—	—	1 015	750	15
GH4169												
STD	1 390	1 195	17	1 235	1 095	17	—	—	—	1 190	1 040	17
HS	1 460	1 220	20	1 290	1 060	20	1 280	1 030	16	1 260	1 030	21
DA	1 500	1 310	19	1 320	1 170	15	1 300	1 180	15	1 300	1 150	17
GH4133B	1 202	791	26	1 045	736	26	—	—	—	1 031	720	23
GH4698	1 200	775	26	—	—	—	1 180	675	26	1 070	670	23
GH4742	1 250	785	15	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4500	1 295	845	20	—	—	—	—	—	—	1 170	755	17
GH4710	1 080	865	6	—	—	—	1 050	785	9	—	—	—
GH4141	1 225	955	20	—	—	—	1 308	920	17	1 377	1 007	—

合 金 牌 号	650℃			700℃			750℃			760℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH2036	530	436	18	447	402	19	388	329	13	—	—	—
GH2761	1 140	938	15	990	885	16	804	765	15	—	—	—
GH4169												
STD	1 155	1 025	22	1 005	930	27	835	800	23	—	—	—
HS	1 170	1 010	21	970	885	30	785	740	31	—	—	—
DA	1 230	1 080	28	1 100	995	30	—	—	—	—	—	—
GH4133B	—	—	—	1 001	716	26	—	—	—	—	—	—
GH4698	1 067	673	26	1 005	689	19	902	691	16	—	—	—
GH4742	1 153	710	12	—	—	—	966	710	16	—	—	—
GH4500	—	—	—	1 095	760	26	—	—	—	—	—	—
GH4710	1 040	775	11	—	—	—	—	—	—	1 030	765	23



续表 10.2-7

合金牌号	800℃			815℃			870℃			900℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4141	1 362	971	24	—	—	—	—	—	—	1 039	907	38
GH2761	656	632	18	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4133B	739	619	22	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4742	815	705	15	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4500	790	725	21	—	—	—	—	—	—	540	530	24
GH4710	—	—	—	900	655	21	675	490	21	—	—	—
GH4141	860	798	29	—	—	—	—	—	—	510	508	35

注：因无 GH4500 和 GH4141 合金盘（饼）锻件的拉伸性能数据，所以表中数据是 ϕ90 mm 棒材的拉伸性能数据。

表 10.2-8　宇航发动机用变形高温合金盘（饼）锻件在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃
	σ/MPa								
GH2036	608	—	392	304	216	—	118	—	—
GH2761	—	—	647	569	432	304	196	—	—
GH2901	930	776	613	457	318	—	—	—	—
GH4169									
STD	1 097	966	776	537	393	—	—	—	—
HS	961	830	733	498	298	—	—	—	—
DA	1 162	—	728	503	315	—	—	—	—
GH4133B	986	925	780	608	261	—	—	—	—
GH4698	—	826	—	571	—	269	—	—	—
GH4742	—	—	—	743	—	400	280	—	—
GH4500	—	—	—	—	520	380	280	190	115

注：GH4500 合金的数据取自棒材的持久性能。

表 10.2-9　宇航发动机用变形高温合金盘（饼）锻件在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃
	$\varepsilon_p=0.2\%$，σ/MPa								
GH2036	484	—	392	298	255	—	—	—	—
GH2761	—	—	—	—	422	—	—	—	—
GH2901	768	—	—	490	—	—	—	—	—
GH4169 STD	—	939	767	595	436	—	—	—	—
GH4133B			653		435	331	—	—	—
GH4698	—		—	549	—	358	—	—	—
GH4742	—	—	—	735	—	451	284	—	—

为了获得 800～850℃强度比 GH4141 更高的材料，在 GH4141 合金的基础上增加质量分数为 2%～4%的 W，通过 W、Mo 的综合固溶强化，获得了 GH4586 合金，已用于制造航天超高速整体涡轮转子，使用良好，现正在进行将该材料向航空发动机用涡轮盘应用领域发展的研究，性能数据见表 10.2-10 和表 10.2-11。

上述 3 种材料制造的航天用转子均是带轴的整体转子，盘是在高温下运转，但 GH4169 合金转子的轴在低温下工作，所以盘的持久和短时持久与轴的低温拉伸强度也是选材的重要数据。

表 10.2-10　航天发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的拉伸性能

合金牌号	20℃			600℃			800℃			850℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4169	1 392	1 210	19	1 200	1 000	18	684		28			
GH4141	1 265	918	22				930	800	30			
GH4586	1 430	1 060	22				1 020	874	33	844	832	24

表 10.2-11　航天发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的持久性能与轴的低温强度

部位	盘						轴		
温度	600℃		800℃		850℃		－196℃		
合金牌号	σ	τ	σ	τ	σ	τ	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa	h	MPa	h	MPa	h	MPa		%
GH4169	883	80:00	390	＞60 min	—	—	1 694	1 316	28
GH4141	—	—	588	＞60 min	—	—	—	—	—
GH4586	—	—	600	3:00	530	1:00	1 770	1 170	23

航天火箭发动机爆炸式起动的特点是：转子的转速在瞬间达到 40 000 r/min，甚至达到 130 000 r/min，所以在技术条件中有室温和低温的冲击性能要求。例如 GH4169 合金氢转子盘的室温冲击韧度≥35 J/cm^2，轴的－196℃冲击韧度≥42 J/cm^2，GH4586 合金转子的室温冲击韧度≥35 J/cm^2。

2.2.2　地面和舰用燃气发动机盘类锻件用变形高温合金

地面用燃气发动机是发电的动力装置，舰船用燃气发动机是加速行进的动力装置，与航空发动机的不同点是使用寿命长，燃油质量不如航空用油的纯度高，舰用燃机零件受到海洋性气氛的腐蚀，选材时要考虑到抗腐蚀性能。重型地面燃机用的涡轮盘尺寸较大，所以选材时要选用热加工性能较好的材料。

表 10.2-12～表 10.2-15 为地面和舰用燃气发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的化学成分和性能。表 10.2-12 中，5 种合金的 Cr 含量 w（Cr）在 15%以上，对抗氧化和抗腐蚀有利，这是地面和舰用燃机盘件所需要的。5 种合金中 GH2132 和 GH2706 是铁基变形高温合金，其余 3 种均是镍基变形高温合金。5 种材料均采用两联或三联冶炼工艺。



表 10.2-12　地面和舰用燃气发动机盘类锻件用变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Mg	Zr	Ce	Le
GH2132	0.04	15	—	26	余量	0.20	2.05	—	—	1.3	0.3	0.005	—	—	—	—
GH2706	0.03	16	—	42	余量	0.20	1.75	2.90	—	—	—	0.003	—	—	—	—
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.3	—	3.0	—	0.004	—	—	—	—
GH4698	0.04	15	—	余量	—	1.5	2.6	2.0	—	3.0	—	0.003	0.005	0.03	—	—
GH4738	0.07	20	14	余量	—	1.4	3.0	—	—	4.2	—	0.007	—	0.05	—	—

表 10.2-13　地面和舰用燃气发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的拉伸性能

合金牌号	20℃			500℃			550℃			600℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH2132	969	690	28	829	590	19	827	590	20	803	595	23
GH4169												
STD	1 390	1 195	17	1 235	1 095	17	—	—	—	1 190	1 040	17
HS	1 460	1 220	20	1 290	1 060	20	1 280	1 030	16	1 260	1 030	21
DA	1 500	1 310	19	1 320	1 170	15	1 300	1 180	15	1 300	1 150	17
GH4698	1 200	775	26	—	—	—	1 180	675	26	1 070	670	23
GH4738	1 311	896	25	—	—	—	1 183	780	27	—	—	—

合金牌号	650℃			700℃			750℃			760℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH2132	736	614	27				459	454	50	—	—	—
GH4169												
STD	1 155	1 025	22	1 005	930	27	835	800	23	—	—	—
HS	1 170	1 010	21	970	885	30	785	740	31	—	—	—
DA	1 230	1 080	28	1 100	995	30	—	—	—	—	—	—
GH4698	1 067	673	26	1 005	689	19	902	691	16	—	—	—

GH2132 合金主要用于制造地面燃机涡轮盘，其直径达到 ϕ700～1 200 mm，我国首台用于地面发电的重型燃气轮机选用的涡轮盘材料相当于 GH2132 合金水平，盘件直径达到 2.2 m。虽然该材料属铁基变形高温合金，强化程度不太高，热加工性能也较好，材料成本也较低，但如此大型的盘件，在冶炼大锭型、钢锭的均匀化处理、开坯、锻造、模锻、热处理工序的进行和保证盘件的组织和性能均达到技术标准要求，在国内现有的设备条件和生产经验方面是有相当难度的。

GH2706 合金与 GH4169 合金相比，不含 Mo，降低了 Ni、Cr、Nb 含量，适当增加了 Fe 和 Ti 含量，因此合金成本低，偏析轻，国内是制造航空发动机中机匣用环件，美国已研制和应用于制造联合循环发电设备用大直径盘件，锭型直径达到 914 mm，所以如何获得能够避免产生因扩大锭型引起的黑斑冶金缺陷的最佳冶炼工艺是首道关键。

GH4169 合金在航空发动机中的盘件已开始用于地面燃机和舰用动力燃机中，目前有一台发动机已开始应用于油田发电，三个型号的发动机正在设计和制造中，前景见好，盘件直径仍在 ϕ700 mm 以内。

应用 GH4698 合金制造舰用燃机中的盘件，直径达到 ϕ800～1 200 mm，性能指标与航空用盘件相当，正在研制过程中，有相当的难度。

GH4738 合金含 Co 较高，成本相应增加，但其抗腐蚀性能优异，可使用温度达 815℃，我国已用于燃气轮机和地面燃机的涡轮盘，盘件直径在 1.1 m 以内，均是直接镦饼后机械加工成盘件，不是模锻件。

表 10.2-14　地面和舰用燃机用变形高温合金盘（饼）锻件在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃
	σ/MPa								
GH2132		610				—		—	—
GH4169									
STD	1 097	966	776	577	393	—	—	—	—
HS	961	830	733	498	298	—	—	—	—
DA	1 162	—	728	503	315	—	—	—	—
GH4698	—	826	—	571	—	269	—	—	—

表 10.2-15　地面和舰用燃机用变形高温合金盘（饼）锻件在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	500℃	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃
	ε_p = 0.2%，σ/MPa								
GH2132		581	496	424		—	—	—	—
GH4706	—	—	—	—		—	—	—	—
GH4169 STD	—	939	767	595	436	—	—	—	—
GH4698	—		—	549	—	358	—	—	—



2.3　盘类零件的主要故障类型

2.3.1　冶金缺陷和锻造缺陷

盘件材料和零件制造过程中要经过多次腐蚀和无损探伤检验，所以此类缺陷应能及时发现，但也发生过因漏检，在应用过程中发生盘体爆裂，这在空中就是灾难性事故。

2.3.2　应力集中

零件的设计中必须重视避免应力集中，一旦应力集中到超过材料承受能力时，会发生盘件爆裂等灾难性事故。圆弧过渡处圆角大小直接影响应力集中程度，材料强度越高，缺口敏感性越强，所以采用的圆角直径必须加大，否则就会产生裂纹。表 10.2-16 中，列出了 GH4169 合金缺口周期持久试样的缺口半径与寿命间的关系，缺口越尖锐，缺口周期持久寿命就越短。因随意变小圆角半径或因制造不当，将圆角加工成直角，在应用中导致开裂，甚至造成故障的实例也有多起。GH2036 合金涡轮盘榫齿表面加工光洁度不高或齿面上有压痕，形成缺口，应用过程中形成疲劳源，促使裂纹提前产生，造成榫齿裂纹和榫齿掉块。

盘类零件轮缘榫槽处的圆角半径的设定与材料的缺口敏感程度有关；设计时采用鱼眼坑结构，容易在尖角处产生裂纹；盘件中的圆孔边也是应力集中处，圆孔的数量、分布方式也与应力集中程度有关，这均是在实际应用中积累的知识。

表 10.2-16　GH4169 合金直接时效盘锻件缺口半径对缺口周期持久寿命的影响

（595℃，梯形波，σ_{max} = 895 MPa，σ_{min} = 0 ~ 33 MPa，在最大载荷下保载 90 s）

缺口半径 r/mm	0.9	0.5	0.18	0.11
应力集中系数	2.0	2.28	3.33	4.5
缺口周期持久寿命 N_f	> 3 165	575	192	152
	2 256	634	233	322
	> 3 274	1 532	187	139

航天发动机中应用的 GH4169 合金转子的叶片是通过电化铣工艺制造的，因电解腐蚀的作用，叶片的进、排气边成犬牙状，叶身表面晶界出现腐蚀沟槽，在长程试车过程中发生 14 个叶片齐根疲劳断裂，这是腐蚀沟槽形成了缺口，降低了疲劳性能造成叶片断裂，采用磨粒流工艺消除了腐蚀沟槽后，应用一直正常，这也是缺口处应力集中的典型事例。

2.3.3　超温

实际温度超过材料所能承受的工作温度限称为超温。每种材料由其成分和工艺决定了形成的组织，组织又决定了其性能和所能胜任的工作温度限，若因某些原因发生超温，就会造成故障。在某发动机试车过程中，因涂层剥落，堵塞了冷却通道，使 GH4169 合金动力涡轮盘盘缘得不到应有的冷却，超温达到 850℃，十几个小时后，有二个榫齿伸长 4 mm 并张开，叶片随之脱落而将发动机零件击坏，造成重大故障。

但超温是有时间和温度概念的，例如 GH4169 合金正常应用是在 650℃，但火箭发动机中的转子瞬时应用温度可达 800℃，航空发动机中发生瞬时超温的情况也是有的，并未发生故障。

2.4　模锻和制造盘类零件的技术关键

盘类零件是通过模锻变形成锻件，再经机械制造成零件。通常模锻方式有锤击变形和水压机变形，后来又发展出热模锻和等温模锻。锤击变形是高变形速率与间隙式锤击结合的热变形，水压机变形是低变形速率与一次变形结合的热变形，这两种变形方式均采用普通模锻的生产条件，即模具均采用普通模具钢制造，加热温度不超过 400℃。

等温模锻和热模锻的变形速率与水压机相同或更低，但模具材料是高温合金或粉末冶金材料，模具在模锻期间一直被加热，保持在 900℃以上或与模锻材料的加热温度一致。

为保证盘类零件的质量，在模锻生产期间必须掌握的技术关键如下。

1）根据零件的形状和尺寸，结合材料的特点，经过优选，设计出最佳锻件图和模具图，其目的是使锻件各部位的变形量趋向均匀，并避免发生临界变形导致该部位晶粒粗大，也要避免局部变形量超出材料允许范围，导致裂纹的产生。

2）根据材料与组织、性能间的匹配关系，确定最佳模锻工艺和锻件热处理工艺，保证锻件按照设计图纸要求部位的组织和性能达到技术标准，满足应用需求。

将盘类锻件经机械制造成零件时，通过加工工艺、工装夹具、检测手段等保证零件的加工完整性，避免出现尖角、粗糙的加工刀痕等不允许的缺陷。

3）根据材料的冷加工性能，可以采用锻件经过固溶热处理后进行粗加工，时效处理后进行精加工至零件尺寸；为确保零件质量，在制造零件的过程中有无损探伤和腐蚀检验工序。

根据零件制造工艺和应用的需求，零件可进行磨粒流、焊接、喷丸、涂层等生产工序。

航天火箭发动机和导弹发动机中的整体转子，当叶片是采用电化铣工艺加工时，为去除叶片表面的晶间腐蚀层，需要采用磨粒流工艺。

盘件间通常采用螺栓连接，但随着摩擦焊工艺的形成，盘件间也可通过摩擦焊方式连接，焊缝很窄，宽度不到 1 mm，晶粒比基体晶粒细，实际应用效果良好。

盘件表面进行喷丸处理，形成压应力，有利于提高抗疲劳性能，但喷丸的丸粒种类和直径、喷丸的时间和压力均对效果有影响，所以需按照研究确定的工艺规范进行。

涂层有耐磨、抗氧化等作用。但应用涂层时注意涂层工艺制度与盘件的热处理制度、盘件材料中的沉淀硬化相的溶解和沉淀析出规律、晶粒长大规律相匹配，避免因涂层处理温度影响盘件内组织变化而导致盘件性能降低。

采用普通模锻时，因模温与料温的差距较大，所以锻件与模具接触部位均有冷模影响区，晶粒偏细，其高温持久和蠕变性能低于盘件部位。锤击变形期间，料与模具是间隙式接触，冷模影响作用小于水压机模锻方式。为减小冷模影响的作用，水压机模锻生产时采用保温材料包套模锻措施。

锤击变形的优点是变形速率高，对提高锻件强度有利；间隙式锤击变形，对促进动态再结晶也有利。缺点是变形速率高导致变形抗力增加，模具寿命会降低，并且噪声大，影响环保。更重要的是每个锻件的锤击次数和每次锤击变形量不一致，掌锤的工人技术水平直接影响产品质量，人为影响因素较大。

水压机变形的优点是变形平稳，无噪声，变形抗力下降，产品质量控制较稳定，模具寿命也提高，一般大尺寸锻件均倾向在水压机上生产。缺点是模具与料接触时间延长，冷模影响较大，锻件强度比锤击变形的同类产品要略低些。

我国生产中，受设备能力的限制，为减小变形抗力，在零件中心孔尺寸允许的条件下，采用圆饼中心掏孔技术，并有利于细化晶粒和碳化物。

为提高盘类锻件各部位的组织和性能均匀性，采用热模锻和等温模锻技术，显著减小冷模影响，工艺参数选择范围加大，增加了提高锻件综合性能的概率，实践证明对提高产



品质量稳定性是有利的。国外已广泛采用此技术，我国正在进行等温模锻设备的设计和制造中。

国内模锻变形高温合金涡轮盘的生产设备有西南铝加工厂的6 000 t、10 000 t和30 000 t水压机，德阳第二重型机械厂的100 t·m对击锤和16 t模锻锤，陕西三原锻造厂的63 t·m对击锤，齐齐哈尔第一重型机械厂的12 000 t水压机，同时航空和航天工业生产厂与冶金厂根据厂内的锻锤和压机能力，也生产小尺寸的变形高温合金盘类锻件。

国际上模锻生产涡轮盘的设备已实现计算机控制，将锻件、模具、生产工艺设计最佳化和产品质量稳定化结合为一体，有限元模拟技术已对工业化生产发挥了指导作用，有效地提高了生产效率，降低了生产成本，并对发展模锻热变形理论研究产生了有效的促进作用。

3 叶片用变形高温合金

宇航发动机中涡轮工作叶片和涡轮导向叶片是发动机的关键零件，随着发动机工作温度的提高，压气机部件中的压气机叶片也开始应用变形高温合金。

工作叶片的工作温度高于盘件轮缘的工作温度，从叶尖至榫头部位的温度是变化的，工作期间要同时承受高温、燃气腐蚀、离心力、弯曲应力、热应力、振动和热疲劳的作用，所以要求材料具有良好的抗氧化性能、耐腐蚀性能、足够高的强度和抗机械疲劳与热疲劳性能及冲击性能，无缺口敏感性，因叶片的形面复杂，所以材料必须具有良好的热变形工艺性能和冷加工性能。制造地面燃机和舰用燃机的工作叶片用材料，因地面工作环境恶劣和海洋性腐蚀气氛环境的影响，必须具有良好的抗灰尘与沙粒的冲刷、磨蚀和海洋性气氛腐蚀的能力。

导向叶片虽然是静止件，但其首先接触燃气冲刷及温度急剧变化所引起的热冲击作用，要求材料具有更好的抗冷热疲劳和抗氧化、抗腐蚀性能。

随着发动机工作温度的不断升高，叶片均采用冷却技术，叶片冷却通道的结构日益复杂，制造难度也日趋增大，随着精密铸造合金的性能和精密铸造技术的不断发展，已采用铸造合金替代部分变形高温合金制造导向叶片和工作叶片。锻造叶片的最大优势是叶片强度高，但模具加工难度大，费用高。采用精锻工艺后，可节省原材料，提高生产效率，且又去除抛光工序，因此，目前国内外都在积极发展精锻工艺。

模锻叶片件与零件重量比一般在3.0以上，精锻叶片通常在1.2～1.7之间。

精锻叶片工艺要求高质量的制坯件、精密模具、无氧化加热设备及精密、高效的检测设备，故采用叶片精锻工艺，应根据产品质量、批量和后续机械加工的工艺条件进行综合评估后作出选择。

3.1 叶片用变形高温合金的成分与特点

叶片用变形高温合金均是镍基变形高温合金，采用双联冶炼工艺；材料和叶片均需进行固溶和时效热处理，才能进行材料的检验和复验及叶片的应用。合金的化学成分见表10.2-17。

表 10.2-17 叶片用变形高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Mg	Ce	使用温度
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.3	—	3.0	—	0.004	—	—	650℃
GH4033	0.06	21	—	余量	—	0.80	2.6	—	—	—	—	0.005	—	0.005	750℃
GH4080A	0.07	20	—	余量	—	1.40	2.2	—	—	—	—	0.004	—	—	800℃
GH4037	0.06	15	—	余量	—	2.00	2.1	—	6.0	3.0	0.3	0.010	—	0.01	850℃
GH4049	0.07	10	15	余量	—	4.10	1.7	—	5.5	5.0	0.3	0.015	—	0.01	900℃
GH4105	0.15	15	20	余量	—	4.70	1.4	—	—	5.0	—	0.006	—	—	900℃
GH4220	0.06	11	15	余量	—	4.40	2.6	—	6.0	6.0	0.6	0.010	0.005	0.01	950℃

批生产的7种材料中，GH4169合金是唯一含Nb的材料，所以其主要沉淀硬化相是γ″相。因γ″相在700℃长期使用过程中会集聚长大，并向δ相转化，所以该材料的使用温度在650℃。

其余6种合金的沉淀硬化相是γ′相，所以使用温度升高。

800℃以上应用的材料均含W、Mo，通过固溶强化与γ′相沉淀硬化的双重途径，达到提高高温强度的目的。

国内目前用量最大的是GH4033、GH4037和GH4049合金，随着新机种的批产，GH4169、GH4080A、GH4105合金的用量会增加。对使用温度最高的GH4220合金进行了研究、试制和地面试车考核，因铸造高温合金的应用，使该材料目前未进行批量生产。

GH4169合金的热加工性能良好，所以热轧变形和模锻叶片成形均不困难，叶身处的最大变形量达到80%也不会开裂。该材料的Nb偏析严重，尤其是随着热轧棒材直径的减小，Nb偏析程度是越来越严重，δ相偏析条带非常明显，影响零件的组织和性能均匀性。钢锭经过两阶段高温均匀化处理后，因锻轧均是单向变形，仍无法消除小尺寸轧棒中的δ相偏析条带。经过研究，将经过锻造热变形，铸造组织已被破碎的中间坯进行二次高温均匀化处理，使Nb再次扩散，消除了小尺寸轧材中的δ相偏析条带和粗细晶条带，晶粒非常均匀，满足了应用的需要。

要获得轧棒整个横截面的晶粒非常均匀的组织，则GH4169合金的终轧温度必须在930℃以上，否则表面因降温不能完成动态再结晶，形成拉长晶粒。但在模锻叶片时，只要加热温度达到和超过GH4169合金的静态再结晶温度1 020℃，则模锻叶片用的坯料表面的拉长晶粒晶界上的δ相在加热保温期间会溶解，同时发生静态再结晶，形成均匀的等轴晶，所以轧棒表面的原始晶粒状态不会对模锻叶片造成不利影响。

GH4033合金一直是我国生产航空发动机叶片的主要用材，也是我国生产和应用时间最长的叶片材料，所用热轧棒的规格是φ20～55 mm，其 w（Al+Ti）=3.4%，长期使用的最高温度是750℃。研究确定该材料C的最佳含量 w（C）是0.06%；当 w（Al+Ti）≤3.1%时，持久性能不能达到标准要求，当 w（Al+Ti）≥3.4%时，700℃拉伸伸长率会降低，所以控制成分时要注意。

该材料的热加工性能良好，铸锭锻造开坯加热温度1 120～1 140℃，终锻温度950℃；因铸态组织在钢锭锻造开坯过程中已破碎，所以轧制加热温度可升高至1 140～1 160℃，终轧温度不能低于980℃，否则晶粒度的合格率会下降。



因GH4133合金是当前国内用量最多的材料，主要用于制造涡轮盘，该材料是在GH4033合金的基础上发展起来的，添加Nb和应用Mg、Zr微合金化后，综合性能良好，为便于生产管理和降低生产成本，航空企业正准备申请应用GH4133合金替代GH4033合金。

GH4080A合金与GH4033成分的差异是增加Al含量w（Al），由GH4033的0.6%~1.0%升高至1.0~1.8%，该材料因新机所需，正开始进行批生产。轧制用坯料加热温度控制在1 120~1 130℃，终轧温度大于980℃，晶粒度能达到3~5级，如果加热温度升高到1 130~1 140℃，轧棒晶粒会长大，并且不均匀，达1~5级。

GH4037合金中的Al、Ti总量增加，W、Mo总量达质量分数9%，由于固溶强化和沉淀硬化双重作用，性能比GH4033和GH4080A高，所以使用温度随之提高50℃。

该材料中的C含量w（C）控制在0.05%~0.06%，材料的综合性能最好，高于0.06%，碳化物条带的生成会形成粗细晶条带组织。材料中的Si含量增加会降低冲击性能，当达到w（Si）=0.4%时，冲击值最低，生产厂认为叶片毛坯机加工时出现的掉块现象与Si含量的增加有关。

该合金具有良好的可锻性，铸锭开锻温度为1 160℃，终锻温度大于1 000℃，变形量在10%~15%间，铸造组织破碎后，变形量可增加到35%~40%。轧制加热温度为1 150~1 180℃，开轧温度大于1 100℃，终轧温度不低于1 020℃。

GH4049、GH4105、GH4220合金中Al、Ti和W、Mo含量增加，材料性能继续提高，但热加工性能下降，所以加入昂贵的元素Co，改善材料的综合性能和提高高温组织稳定性是非常有利的。GH4049合金的使用温度达到900℃，是当前工作温度最高和用量最大的叶片用变形高温合金。

GH4049合金的成分已属难变形高温合金范畴，钢锭开坯困难，我国研制中创造了难变形合金钢锭直接轧制开坯的热加工工艺，设计了一种圆—椭圆—圆的系列孔型，保证每道次较小的变形量和均匀变形，采用较低轧制速度的多火次轧制，末火变形量小于35%，严格控制终轧温度不能低于1 020℃；同时因轧制开坯限制了锭型直径不能大于ϕ180 mm，但小锭型对减轻钢锭凝固期间的元素偏析和避免轧棒中形成碳化物和粗细晶条带组织是非常有利的，该工艺长期应用至今，每炉号轧材重量约100 kg，满足我国航空发动机用叶片的需要。

该合金钢锭直接轧制的加热温度是1 160℃，终轧温度不得低于1 020℃。

必须指出：因我国无大型快速挤压机，无法进行难变形高温合金挤压开坯，所以小锭型直接轧制开坯工艺已广泛用于GH4105、GH4220和小型盘材GH4742等合金的生产中，效果良好。

GH4105合金是新机定型后刚开始批产的材料。该材料中的Al、Ti总量已超过质量分数6.0%，γ'总量达45%，已属临界变形材料，所以在2 000 t快锻机上进行钢锭开坯，不仅锻裂，而且严重开花，成为不可锻材料。因无挤压机开坯的条件，目前生产采用ϕ180 mm小锭型包套直接轧制工艺，解决开坯难点，随后再轧制成模锻叶片所需用的热轧棒。

包套轧制用钢锭装炉温度不高于800℃，随炉升温至1 150~1 170℃保温，开轧温度不低于1 090℃，终轧温度不低于1 060℃，可见热加工温度区间很窄。

难变形的GH4220合金是变形合金中应用温度最高的叶片材料，其γ'总量也达40%~45%，同样不能在快锻机上锻造开坯。研制期间攻克了3大关键：通过Mg的微合金化强化了晶界，改善了材料的高温拉伸塑性和提高了持久性能；在GH4049合金直接轧制开坯的基础上，研究了包套轧制开坯工艺，攻克了GH4220合金的生产关键，并获得了组织均匀的轧材；采用缓冷和保温相结合的特殊热处理工艺，获得了弯曲晶界，提高了合金的高温塑性和持久强度，并消除了持久缺口敏感性。这三方面的理论基础使我国高温合金的研究水平上升了一个台阶。虽然随着铸造高温合金和叶片冷却技术的发展，使GH4220合金被替代，未进行工业化批生产，但该材料的研究成果已在多种难变形高温合金的研究与生产中获得了应用。

采用包套直接轧制用的钢锭在1 160~1 180℃加热，最后一火终轧温度高于1 020℃，最后一火轧制孔道控制在2~4道。

因发动机修理需要，正在研制一种制造叶片用的GH150合金（俄罗斯牌号：ЭП718），使用温度是600℃，与GH4169合金不同之处是Al、Ti形成γ'沉淀硬化和W、Mo固溶强化。该材料尚在研究和试验中。

3.2　叶片用变形高温合金的力学性能

叶片的生产是将热轧棒经过模锻或辊轧成形，所以从材料角度，均是研究热轧棒的性能（表10.2-18~表10.2-20），航空厂模锻或辊轧成叶片后，叶身很薄，只能在榫头部位或叶身稍厚的部位取非标准试样测试有限的性能，进行应用研究。

表中数据显示：在700℃以下，GH4169合金的综合性能最高，这是γ''相沉淀硬化的特点。

以γ'相沉淀强化的合金，高温性能升高，加上W和Mo的固溶强化，对提高高温性能非常有益。GH4150合金在650℃以下的性能低于GH4169合金，700℃性能高于GH4169，也充分证明了上述分析结果。

3.3　叶片的生产与应用

模锻叶片要分几道工序进行，首先是镦锻榫头部位，随后更换模具模锻叶身，通常分预锻和精锻两道工序，再经机械加工成成品。按炉批和生产批要抽检两片，进行纵低倍组织和显微组织检验，每个叶片均要进行表面腐蚀和萤光检验。在榫头部位进行力学性能检验。

模锻叶片的顶锻榫头、预锻和终锻叶身的各道工序所用的坯料必须按规定的要求喷涂防护润滑剂，每次模锻操作前在模腔内涂二硫化钼，这样可减小模具与材料接触面间的摩擦力，对金属变形流动有利。但每完成一次模锻，必须将锻件表面吹砂去除润滑剂后，再次喷涂防护润滑剂，才能按工艺规定入炉加热和进行下道模锻工序。

目前GH4169合金的工作叶片在螺旋压力机上模锻锻件，导向叶片是采用辊轧工艺生产的。

模锻加热温度是1 020℃，为了精化模锻件尺寸和重量，采用挤杆和模锻工艺，减少了加工余量，提高了工作效率，在叶身横断面上发现有八字形亮条，亮条处的晶粒均匀性不如其他部位。因仅在部分叶片中产生亮条，所以其形成原因和对应的影响正在研究中。

应用GH4033合金模锻叶片时，首先在800~850℃预热0.5~5 h，转入高温炉，在1 120℃保温时间不能大于1.5 h，终锻温度不能低于980℃，一火允许变形量20%~60%，模锻叶片毛坯单边加工余量0.8~1.0 mm，为避免成品叶片表面出现元素贫化层，当模锻和热处理均在空气介质中加热时，单边加工余量应不小于1.2 mm。

为去除机械加工后零件表层内的残余应力，成品零件应按下列制度进行消除应力退火处理：在氩气中，850℃×2 h，在氩气介质中冷却至600℃，空冷；在空气中再加热至700℃×8 h，空冷。



表 10.2-18　宇航发动机叶片用变形高温合金热轧棒的拉伸性能

合金牌号	20℃			500℃			600℃			650℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4169	1 440	1 200	22	1 310	1 080	19	1 280	1 040	22	1 160	1 020	26
GH4033	1 088	—	30	—	—	—	971	—	32	—	—	—
GH4080A	1 190	790	35	—	—	—	965	661	17	—	—	—
GH4037	1 181	708	26	—	—	—	1 071	645	25	1 037	645	22
GH4049	1 079	—	10	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4105	—	—	—	—	—	—	—	—	—	1 170	840	26
GH4220	1 118	814	13	—	—	—	—	—	—	—	—	—

合金牌号	700℃			750℃			800℃			850℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4169	1 000	910	26	730	705	48	—	—	—	—	—	—

合金牌号	700℃			750℃			800℃			850℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4033	804	—	23	740	—	23	605	—	28	—	—	—
GH4080A	—	—	—	788	613	9	603	523	25	—	—	—
GH4037	995	645	18	911	645	16	743	624	13	611	562	19
GH4049	1 030	—	10	—	—	—	962	—	13	—	—	—
GH4105	1 075	785	31	1 010	825	30	—	—	—	—	—	—
GH4220	—	—	—	1 006	—	11	957	726	9	824	662	10

合金牌号	900℃			950℃			980℃			1 000℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4080A	265	—	37	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4049	663	—	20	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4105	560	552	39	—	—	—	305	260	26	—	—	—
GH4220	702	559	14	564	—	18	500	348	16	427	304	20

表 10.2-19　宇航发动机叶片用变形高温合金热轧棒在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	σ/MPa								
GH4169	971	745	481	—	—	—	—	—	—
GH4033	—	588	470	314	200	118	—	—	—
GH4080A	—	—	420	276	160	—	—	—	—
GH4037	—	—	—	314	—	167	98	—	—
GH4049	—	—	—	591	—	336	219	123	64
GH4105	—	—	—	385	318	225	150	85	45
GH4220	—	—	—	—	481	363	225	167	108

机械加工后的零件需进行电解抛光，若采用机械抛光，最后的抛光磨痕应与叶片的长度方向一致。

模锻 GH4080A 合金叶片用坯料在 800℃入炉，保温 1 h，

表 10.2-20　宇航发动机叶片用变形高温合金热轧棒在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	$\varepsilon_p = 0.2\%$，σ/MPa								
GH4169	907	820	583	—	—	—	—	—	—
GH4033	—	569	451	392	245	167	—	—	—
GH4080A	—	—	440	355	244	173	108	—	—
GH4037	—		—	392		216	157	—	—
GH4049	—	—	—	—	—	343		137	78
GH4220	—	—	—	—	—	353	—	196	118

随后升温至 1 090℃，保温 35 min 开始模锻，终锻温度 950℃。在顶锻、预锻、终锻之间，零件毛坯均应进行 1 130℃ × 1 h 空冷的固溶处理，吹砂后再次喷涂防护润滑剂，再按上述规定装炉、加热、保温、模锻，直至完成零件



毛坯的模锻工作。

叶片毛坯进行固溶处理（时效前）后的制造过程中会产生局部加工硬化，需按规定进行氩气或氢气保护表面退火，退火温度是 1 070 ~ 1 090℃。

GH4037 叶片模锻大多在曲柄压力机上进行，加热温度为 1 150 ~ 1 170℃，各火次终锻温度大于 1 060℃，操作应迅速，从出炉至模锻时间为 2 s 左右。顶锻模内模锻时，每一火的变形量为：锁根部分约 15%，叶尖部分约 40% ~ 50%；在终锻模内模锻时，每火变形量为：锁根部分约 18% ~ 20%，叶尖部分约 30% ~ 35%。

叶片坯料加热时应控制炉内气氛。在氧化气氛中加热时，坯料表层会脱 C 和 B，需留单面加余量不小于 1.2 mm。在保护气氛中加热时，余量可减小。

可采用高速锤挤压成形工艺生产该材料的叶片，应注意模锻润滑和挤压的温升情况，避免出现不均粗晶、带状组织、表面裂纹。

GH4037 合金叶片模锻件在热处理时，需要缓慢加热，其热处理制度是：1 170 ~ 1 180℃ × 2 h，空冷 + 1 050℃ × 4 h，缓冷 + 800℃ × 16 h，空冷，注意二次固溶后的缓冷速度，对叶片性能的稳定性是有影响的。叶片毛坯经过机械加工后，消除表面层中的残余应力，成品零件需按规范进行处理：950℃的氩气环境中保温 2 h，炉中冷却至 700℃再空冷，随后进行 800℃ × 8 h，空冷的时效处理。

GH4049 叶片的模锻温度是 1 170℃，停锻温度必须大于 1 050℃；在空气中加热或热处理时，机械加工余量每面不小于 1.5 mm，若采用小余量模锻叶片时，应在保护气氛中进行加热和热处理。

叶片的热处理工艺：1 200℃ × 2 h，空冷 + 1 050℃ × 4 h，空冷 + 850℃ × 8 h，空冷。

叶片表面可以采用渗 Al 保护，经过渗 Al 后的退火处理，高温强度有所降低，持久性能保持原水平，见表 10.2-21。

表 10.2-21　渗 Al 工艺对 GH4049 合金性能的影响

渗 Al 规范		渗 Al 后热处理	温度/℃	拉伸性能			持久性能		
				σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_{100}/MPa	δ_5/%	ψ/%
未处理			700	1 167 ~ 1 187	19.5 ~ 22.5	19 ~ 21	—	—	—
未处理			800	1 010 ~ 1 030	12.5 ~ 14.5	17 ~ 19	—	—	—
未处理			900	740 ~ 760	10.5 ~ 12	11.5 ~ 15	206	4 ~ 6.5	6.5 ~ 11.5
渗 Al 规范		渗 Al 后热处理	温度/℃	σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_{100}/MPa	δ_5/%	ψ/%
950℃ × 4 h 后渗层厚	20 μm	950℃ × 2 h	700	1 089 ~ 1 138	13 ~ 23	15 ~ 19	—	—	—
			800	1 000 ~ 1 020	14 ~ 25	11.5 ~ 22.5	—	—	—
			900	716 ~ 745	9 ~ 12	11.5 ~ 17	206	4 ~ 5.5	6 ~ 9.5
	35 μm	950℃ × 2 h	900	—	—	—	196	5.5 ~ 6.5	6 ~ 9.5
	50 ~ 60 μm	未退火	900	—	—	—	196	4 ~ 6	6 ~ 8.5
		950℃ × 2 h	700	1 069 ~ 1 089	14.5 ~ 18.5	11.5 ~ 17	—	—	—
			800	971 ~ 980	11 ~ 12.5	13.5 ~ 15.5	—	—	—
			900	726 ~ 735	8.5 ~ 10.5	13 ~ 15	196	7 ~ 8	9.5 ~ 11.5

模锻 GH4105 合金叶片用坯料在 800℃入炉，保温 1 h，再升温至 1 150 ~ 1 170℃，保温 30 min，在卧锻机上顶锻，经过吹砂后再按上述工序规范进行预锻和终锻。叶片在固溶后（时效前）制造过程中产生的局部加工硬化，应按规定在 1 020 ~ 1 040℃的氩气或氢气保护下退火。

GH4220 合金叶片的模锻加热温度控制在 1 120 ~ 1 140℃，模锻工序应在 10 s 内完成，每火变形量在 30% ~ 40%间为宜。当模锻加热和热处理均在空气中进行时，机加工余量每面不得小于 1.5 mm。

叶片热处理工艺与棒材热处理制度不同，是采用弯曲晶界热处理工艺，研究的 3 种弯曲晶界热处理工艺是：

等温弯晶热处理：1 220℃ × 4 h，空冷至（1 070 ± 30）℃转入 1 070℃炉中，保温 2.5 h，空冷 + 950℃ × 2 h，空冷；

缓冷弯晶热处理：1 220℃ × 4 h，以 3 ~ 7℃/min 冷却至 1 100℃，空冷 + 1 050℃ × 4 h，空冷 + 950℃ × 2 h，空冷；

回溶弯晶热处理：1 220℃ × 4 h，随炉冷却至 1 050℃ × 4 h，空冷 + 1 125℃ × 4 h，空冷 + 950℃ × 2 h，空冷；

GH4220 合金叶片采用真空蒸镀-扩散渗 Al 的 AZ-2 防护涂层，扩散温度为 900 ~ 930℃，扩散时间 1 ~ 2 h。渗 Al 处理后，强度略有降低，持久性能保持原水平，见表 10.2-22。

表 10.2-22　渗 Al 工艺对 GH4220 合金性能的影响

材料状态	渗 Al 制度	测试温度/℃	拉伸性能			持久性能		
			σ_b/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_{100}/MPa	δ_5/%	ψ/%
1 220℃ × 4 h，空冷 + 1 050℃ × 4 h，空冷 + 950℃ × 2 h，空冷	未渗 Al	20	1 059	16	13.5	—	—	—
		800	—	—	—	461	2	2.8
		900	—	—	—	255	2.9	2.9
		940	—	—	—	196	4	3.5
		950	579	10	10.5	—	—	—
	渗 Al 后 950℃ × 4 h 退火	700	873	14	12	—	—	—
		800	775	5	7.5	461	2.5	4
		900	686	13	13	255	3	3.5
		940	—	—	—	196	3.5	4.5
		950	510	12.5	12	—	—	—
1 220℃ × 4 h，空冷 + 1 050℃ × 4 h，空冷	渗 Al 后 950℃ × 4 h 退火	20	1 010	11.5	10	—	—	—
		700	843	9	8	—	—	—
		800	726	4	3	—	—	—
		900	686	13	14	—	—	—
		950	510	13	9	—	—	—

经过生产证实，上述叶片用变形高温合金均具有满意的切削加工性能和磨削性能。

为提高叶片的疲劳性能，采用叶片表面喷丸，形成压应力是有效措施，但必须按照工艺规程进行，因丸粒的种类、尺寸、喷丸工艺的具体参数对喷丸效果有直接影响。

3.4 叶片的生产与应用中的质量问题与故障

叶片材料的冶金质量主要是钢锭头部切头量不够，导致不良组织未去尽，在棒材中心有贫 Nb、Al、Ti 的中心亮条，模锻前对材料抽检时未发现，模锻成叶片后进行低倍检验时发现中心亮条贯穿整个叶片，经研究已确认该冶金缺陷会降低材料强度和持久、蠕变性能。该缺陷在无损探伤时难以发现，所以冶金厂必须及时总结各种锭型开坯后的切头量，保证将钢锭头部的不良组织部位全部切尽。

GH4049 合金在应用中发现：凡 C 含量 w（C）低于 0.04%的热轧棒模锻的叶片均出现粗晶条带，凡 C 含量 w（C）在 0.06%以上的热轧棒模锻的叶片不出现粗晶，叶片中的粗晶是材料中粗晶的遗传，坯料探伤不合格，疲劳性能降低，模锻后叶身晶粒不均匀，进、排气边出现粗大晶粒，将 C 含量 w（C）由原来的 ≤0.07%修改为 0.04%～0.10%，解决了此现象。

GH4049 合金强度高，模锻叶片时，变形抗力大，变形温度范围窄，容易出现锻造裂纹，打磨不干净，成品零件进行荧光检验时会发生漏检，应用中发生故障。对事故叶片分析发现锻造裂纹中充满 Al、Ti、Cr 的氧化物，特别致密，与基体结合得又特别牢固，荧光液无法渗透到裂纹中，造成漏检。试车中因离心力和振动应力的作用，使裂纹中的氧化物与基体分离，容易被荧光检验发现，从此改进了腐蚀方法，并用 10 倍放大镜观察，防止了锻造残余裂纹的漏检。

叶片在电解加工过程中要防止出现两种缺陷：一是电解烧伤，是电极与叶片之间发生短路，形成电火花烧伤，瞬间局部温度很高，致使局部基体金属熔化，形成快速凝固的细针状铸造组织，这种烧伤的叶片必须报废。二是电解加工造成晶间腐蚀，这是必然的现象，试车后叶片表面发生龟裂，所以对电解加工后的叶片必须进行抛光工序，将电解后形成的晶间腐蚀层去除。

电解腐蚀后的晶间腐蚀会使材料的高温强度降低 5%，塑性降低 40%，疲劳寿命降低 1 个数量级。

航天火箭发动机机用的 GH4169 合金整体氢涡轮转子的叶片是通过电化铣工艺加工而成的，电化铣是强烈的电解加工，所以叶片表面有明显的晶间腐蚀层，叶片的进、排气边成犬牙状，在进行长程试车过程中发生 14 个叶片齐根疲劳断裂，就是疲劳性能降低所致。在电化铣加工时留有余量，通过磨粒流工艺将该晶间腐蚀层去除后，应用一直正常。

GH4037、GH4049 合金制造的涡轮工作叶片在精抛工序、发动机台架试车、外场使用中均发生过“掉晶”现象，即叶片局部区域晶粒以沿晶开裂的方式产生剥落；从俄罗斯引进的 ЭП220（国内牌号：GH4220）合金Ⅰ级涡轮工作叶片在台架试车后也发生了“掉晶”现象。这类变形高温合金晶粒较大，晶界平直并脆弱，加上电解加工引起的晶间腐蚀，使晶界弱化，二者综合作用，使叶片在工作（或抛光）过程中，由于热应力的反复作用，导致晶粒松动，直至剥落。所以改进电解加工用的电解液，增添缓冲剂，减弱晶间腐蚀作用，在电解时留有加工余量，通过抛光工序保证将晶间腐蚀层去除是必要和有效的措施。

叶片在机械制造过程中出现尖角、粗糙的表面和加工刀痕均是造成叶片开裂和断裂的原因。叶片材料强度较高，缺口敏感程度随之升高，所以装配过程中的违规操作造成压痕、划痕等也是造成缺口敏感源的隐患。

材料的屈服强度随温度升高而降低，应用过程中发生超温，使载荷超过材料的承受能力，会发生叶片伸长与机匣摩擦，摩擦产生的高温又使材料继续变形导致的故障也有不少。

叶片工作温度高，在高温下的抗晶间腐蚀性能也非常重要，晶间腐蚀会形成缺口，导致材料的抗疲劳性能下降，为此要采用渗 Al 或表面防护涂层等有效措施，此时必须注意采用上述工艺后对材料性能影响的程度。

4 环形件用变形高温合金

环形件，就是环状的锻件，主要是制造燃气发动机的压气机机匣、涡轮机匣、燃烧室机匣、安装边、封严圈、挡板、壳体等直径和高度不等的各种环形状零件，这类零件随使用工况的差异，对材料也有不同的要求，并随着发动机推重比的加大，过去用耐热钢制造的环形零件逐渐被变形高温合金替代。

制造环形件用变形高温合金必须满足下列应用要求：

具有足够的强度和比强度，在工作条件下能承受质量负荷及温度负荷并满足长寿命及轻重量的要求；

具有高的弹性模量，以保证制造出的零件有较好的刚性；

具有良好的抗疲劳性能和减振性能；具有良好的抗腐蚀性和抗氧化性及抗冷、热疲劳性能；

具有良好的热、冷加工工艺性能和焊接性能。

4.1 环形件用变形高温合金的成分和特点

我国应用制造环形件的变形高温合金有 18 个牌号，其中铁基变形合金 11 个，镍基变形高温合金 5 个，钴基变形合金 2 个。化学成分见表 10.2-23。

表 10.2-23 环形件用变形高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Zr	Ce	使用温度/℃
GH1015	0.04	21	—	37	余量	—	—	1.4	5.3	2.9	—	0.005	—	0.03	950
GH1016	0.04	21	—	34	余量	—	—	1.2	5.5	3.0	0.2	0.005	—	0.03	950
GH1035	0.09	22	—	37	余量	0.20	1.0	1.5	3.0	—	—	—	—	0.03	750
GH2035A	0.08	22	—	38	余量	0.45	1.1	—	3.0	—	—	0.005	—	0.03	750
GH2761	0.05	13	—	44	余量	1.65	3.4	—	3.0	1.7	—	0.007	—	0.02	750
GH2150	0.04	15	—	48	余量	1.10	2.1	1.2	3.0	5.3		0.005	0.02	0.01	700
GH2706	0.03	16	—	42	余量	0.20	1.8	2.9	—	—	—	0.003	—	—	700
GH2132	0.04	15	—	26	余量	0.2	2.1	—	—	1.3	0.3	0.005	—	—	650
GH2903	0.02	—	16	38	余量	0.95	1.6	3.1	—	—	—	0.007	—	—	650



续表 10.2-23

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Zr	Ce	使用温度/℃
GH2907	0.03	—	14	38	余量	0.1	1.6	4.8	—	—	—	0.006	—	—	650
GH2901	0.04	13	—	43	余量	0.15	3.0	—	—	5.8	—	0.015	—	—	650
GH3044	0.05	25	—	余量	—	0.25	0.5	—	15	1.0	—	—	—	—	900
GH3536	0.10	22	1.5	余量	19	0.25	0.1	—	0.6	9.0	—	0.005	—	—	900
GH4141	0.09	19	11	余量	—	1.60	3.3	—	—	10	—	0.006	0.03	—	870
GH4698	0.04	15	—	余量	—	1.50	2.6	2.0	—	3.0	—	0.003	0.03	—	750
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.3	—	3.0	—	0.004	—	—	650
GH5188	0.10	22	余量	22	—	—	—	—	15	—	—	0.007	—	—	1 000
GH5605	0.10	20	余量	10	—	—	—	—	15	—	—	—	—	—	1 000

注：GH1016 合金中含 0.13%～0.25%N（质量分数），GH2035A、GH4698 合金中需加入 0.005%Mg（质量分数）；
GH2903 合金中的 Si 含量（质量分数）要求≤0.2%，GH2907 合金中的 Si 含量（质量分数）要求控制在 0.07%～0.35%范围内；
GH4141 合金中加入 0.035% La（质量分数）和 0.005%Mg（质量分数）；GH5188 合金中含 0.03%～0.12%La（质量分数）。

上表中数据显示：无论是铁基或镍基变形高温合金，凡在高温应用的材料，均采用难熔元素 W、Mo、Nb 固溶强化，中温应用的材料以 Al、Ti 元素形成 γ'沉淀硬化或通过 Nb 形成 γ''沉淀硬化。

钴基合金的显微组织是由面心立方的固溶体与析出的碳化物组成，加入 Cr 是保证材料的抗氧化和抗腐蚀性能，合金主要以 W 强化，GH5188 合金和 GH5605 合金中均含质量分数为 15%W，10%～22%的 Ni 是稳定面心立方基体和抑制钴的六方密排同素异型体的形成。合金中的碳化物是 Cr_7C_3、$M_{23}C_6$ 和以 W 为主的 MC、M_6C 型，这类碳化物的溶解温度高于铁基与镍基变形高温合金中的 γ'和 γ'相，所以两合金的使用温度能达到 1 000～1 100℃。

必须注意，GH5188 合金中含有 La，研制期间，根据生产铁基和镍基变形高温合金的经验，采用了真空感应炉熔炼＋真空电弧重熔的双联冶炼工艺提高材料纯度；加 Mg 微合金化改善热加工塑性；钢锭均匀化处理改善偏析和提高钢锭的热加工塑性 3 项措施。冶炼和开坯正常，轧环用的坯料，即圆饼的化学成分、性能均合格，轧环的热加工温度只能在 1 100～1 120℃之间，环锻件有沿晶裂纹，组织中除大量的碳化物外，还有呈黑色块状的 4 种镧化物：La_2O_3、La_2O_2S、$LaOS_2$、La_2S_3，这些镧化物与棒状的 M_6C 集聚在一起。

经研究发现：改用真空感应熔炼＋电渣重熔后，合金的热加工温度范围上升至 1 160～1 180℃，轧环后未见裂纹，材料中残留的镧化物明显减少；加入 Mg 降低了材料的可热加工温度区间；钢锭均匀化处理后的冷却速度与析出碳化物的数量相关，冷却速度慢，析出碳化物的数量就多。

其原因是：合金中加入 La，能提高抗氧化性能，但在熔炼过程中会生成镧化物，钢液凝固时，因这些化合物的熔点高，生成自由能低，就优先形成，M_6C 依附在这些镧化物上生长比 M_6C 自发形核容易，出现了镧化物与 M_6C 相连在一起，并常有镧化物被 M_6C 包围的现象。改用电渣重熔后，熔炼中形成的镧化物密度小，经过渣系而上浮，不致留在钢液中，因此合金中的黑色块状相就减少了。

电渣重熔后的钢锭不采用均匀化处理，没有钢锭均匀化处理后的炉冷过程，避免了形成大量碳化物析出影响热加工性能的缺点。因改用电渣重熔工艺，渣系中含 Mg，真空感应熔炼时不用加 Mg 微合金化。以上措施的综合效果是：热加工温度范围提高至 1 160～1 180℃，轧环顺利进行，锻件中无裂纹产生。

GH1015、GH1016、GH2150、GH3044、GH3536、GH5605 合金大量应用的是板材，目前制造环形件用量较小，所以对合金的介绍均在板材部分详述。GH2761、GH2132、GH2706、GH2901、GH4141、GH4698、GH4169 合金的特点已在盘锻件部分详述，不再重复。

GH2903 和 GH2907 合金不含 Cr，属低膨胀系数的变形高温合金范畴。低膨胀高温合金是根据航空发动机应用发展需求而研究的系列合金。20 世纪 70 年代，航空事业的迅猛发展及能源危机的爆发，引发燃油价格的大幅度上涨，提高涡轮发动机的燃油效率便成为航空工业的当务之急。燃油涡轮的间隙对燃油效率的影响很大，经计算，若叶尖径向间隙减小 1 mm，则涡轮效率提高 2.5%，耗油率降低 2.5%。从此要研究出低膨胀高温合金制造薄壁静子结构部件，例如机匣、外环、封严环、隔热环等，能够简单易行地减小间隙，成为材料科学技术工作者的努力目标。

表 10.2-24　GH2903 与 GH4169 合金的线胀系数

温度/℃	20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
合金牌号	$\alpha_l/\times10^{-6}\ K^{-1}$							
GH2903	9.1	8.6	8.5	8.3	9.3	10.4	11.3	13.0
GH4169	11.8	13.0	13.5	14.1	14.4	14.8	15.4	17.0

表 10.2-24 中数据显示 GH2903 合金从室温至 500℃的线胀系数基本不变，500℃以上才随温度的升高略有增长，但整个温度区间的变化比 GH4169 合金的线胀系数小，所以称为低膨胀合金。

低膨胀合金的特点是无 Cr 或低 Cr，不含 Cr 能有效降低膨胀系数，但存在应力加速晶界氧化脆性倾向，导致严重的缺口敏感性。加入 Si 能改善材料的塑性和缺口敏感性。如何获得能满足应用需求的良好匹配是该领域的研究重点。用 GH2903 和 GH2907 合金制造的环件已在发动机中应用考核。

4.2　变形高温合金环形锻件的生产过程

变形高温合金环形锻件与涡轮盘锻件的生产过程的前阶段是相同的，只在后阶段因所需成品锻件的差异而不同。环形锻件的生产流程是：钢锭—均匀化—开坯—圆棒下料锻—车光和端面腐蚀检验—镦圆饼、冲孔—加热—制荒坯（扩孔与预轧）—加热—终轧成形—热处理—理化检测—入库。

轧制环形锻件的优点是：

尺寸精度高，材料消耗低，机械加工量减少，提高效率，降低成本；

环件内部组织致密，金属流线完整；

调整设备方便，利用率高；劳动强度低，容易实现自动化。



轧制环形锻件的直径和高度受碾环机设备能力所限，可以生产矩形环件和异形环件。

另一生产方式是自由锻，特点是投产快，不受重量限制，但材料利用率低，金属流线差，适用于新机研制所需的单件试制或小批量环形锻件的生产。

为降低生产成本，国外已采用型材弯曲成形或扁形材焊接成形，例如俄罗斯制造的ЭИ698合金大型环件就是采用3块该合金板材变形弯曲后焊成一体的。机匣常采用焊接工艺形成组合机匣，在确定不是同种材料的环件组合焊接后的热处理工艺时，必须兼顾组合材料的相析出和溶解规律及对力学性能的影响，否则影响组合零件的应用可靠性。

我国目前生产环形锻件多数是冶金厂供应合金坯料，根据订货单位要求提供圆棒、料段或圆饼，由航空一集团的3007厂或148厂生产环形锻件，410厂和430厂采用自由锻方法生产小型环形锻件。

表10.2-25　变形高温合金环形锻件的拉伸性能

合金牌号	20℃			550℃			600℃			650℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1016	759	324	48	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH2761	1 275	907	13	—	—	—	—	—		1 104	912	13
GH2706	1 270	1 025	18	—	—	—	1 030	835	23	930	850	28
GH2150	1 229	731	27	—	—	—	1 098	—	22	—	—	—
GH2132	1 035	768	28	881	684	18	—	—	—	828	692	25
GH2903	1 350	1 210	11	1 175	940	11	1 125	967	15	890	820	18
GH2907	1 150	810	17	991	647	18	945	680	15	875	660	15
GH3536	809	361	55	—	—	—	531	227	57	496	225	43
GH4141	1 130	785	17	—	—	—	1 080	705	17	—	—	—
GH4698	1 157	773	27	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4169	1 320	1 000	19	—	—	—	—	—	—	1 100	935	20
GH5188	990	440	57	—	—	—	815	270	59	—	—	—

合金牌号	700℃			750℃			800℃			850℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1016	521	208	54	458	209	62	377	195	58	—	—	—
GH2150	1060	—	20	—	—	—	723	—	15	—	—	—
GH2132	—	—	—	560	484	45	483	—	39	—	—	—
GH2903	—	—	—	659	644	15	470	460	34	250	250	49
GH2907	719	553	31	—	—	—	392	324	48	—	—	—
GH3536	—	—	—	446	223	44	346	219	77	—	—	—
GH4141	1080	700	16	985	725	12	—	—	—	720	680	18
GH5188	765	255	76	—	—	—	485	265	92	—	—	—

合金牌号	900℃			950℃			980℃			1 000℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH21016	235	190	90	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH2132	143	—	106	110	—	101	—	—	—	83	—	96
GH3536	263	—	108	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH5188	305	245	100	—	—	—				174	140	105

4.3　变形高温合金环形锻件的力学性能

环形锻件的力学性能见表10.2-25～表10.2-27。

随着宇航发动机推重比的提高，环形件用材向变形高温合金转化，我国在环形件性能方面的测试工作需要加强，目前数据偏少。

4.4　环形件的典型故障

机匣安装边、机匣孔边、内环焊接处、支座焊缝处产生裂纹；



表 10.2-26　变形高温合金环形锻件在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	500℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	1 000℃
	σ/MPa								
GH1016	—	—	—	201	153	104	—	43	—
GH2706	992	776	—	421	—	—	—	—	—
GH3536	—	—	232	170	120	86	60	40	—
GH4141	—	—	—	462	311	221	131	—	—
GH5188	—	—	—	—	—	154	—	70	25

表 10.2-27　变形高温合金环形锻件在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	$\varepsilon_p = 0.2\%$ ，σ/MPa								
GH4141	—	—	—	572	422	317	200	—	—

涡轮外环被击坏、机匣被击穿；

机匣塑性变形。

上述故障中由材料引起的是材料本身存在缺口敏感性，所以孔边开裂，除材料本身需要研究和改进外，通过设计孔的数量、位置、分布的调整也能得到改善。

选材不当，材料刚性不能满足应用要求，会产生塑性变形，应用中如果温度不均，也会引起环形零件的变形。

材料本身的可焊性对环形零件的制造和应用是非常重要的，焊接方法、焊丝质量对焊接质量会产生影响，解决此工艺需要材料与制造部门共同配合。

5　轴类零件用变形高温合金

在宇航发动机中用变形高温合金制造的涡轮轴有空心长轴类、轴颈类和鼓筒类，是关键零件，它将涡轮功率传递给压气机或其他部件，轴断会造成机毁人亡。航天火箭发动机采用盘、叶片、轴为一体的整体涡轮转子，转速达 $(4\sim13)\times10^4$ r/min，而且是爆炸式启动，所以如果轴本身或轴与盘连接处发生断裂，会导致箭、星瞬间毁灭。

根据轴的工况，对轴类零件用变形高温合金的要求是：

高的屈服强度和强度极限；

良好的高、低周疲劳性能；良好的断裂韧性和低的裂纹扩展速率；

良好的抗晶间腐蚀性能和耐蚀性能；

较小的线胀系数和缺口敏感性；

良好的热、冷加工性能。

5.1　轴类零件用变形高温合金

目前国内制造轴类零件用的变形高温合金有 4 种材料，其化学成分见表 10.2-28。

4 种材料中应用最多的是 GH4169 合金，在批产和正在研制的 5 种发动机中有 9 种轴类零件。GH4169 合金的轴处于盘件的中心，使用温度比盘缘低，航空用的轴均是中空的，壁较薄，中心孔是变截面的；低压涡轮轴、动力涡轮轴和航天火箭发动机中氢涡轮轴、氧涡轮轴均较长，长径比较大的中空轴的刚度很重要；轴上均有与盘或其他零件相连接的螺栓孔、螺纹，有传递扭矩的花键或端面齿，轴上还有通气孔、通油孔等，所以材料的缺口敏感性、低循环疲劳性能和冲击韧性也需要重视。

表 10.2-28　轴类零件用变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	使用温度
GH4500	0.06	19	18	余量	—	3.0	3.0	—	—	4.0	—	0.006	<870℃
GH4037	0.06	15	—	余量	—	2.00	2.1	—	6.0	3.0	0.3	0.010	<850℃
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.3	—	3.0	—	0.004	<650℃
GH2901	0.04	13	—	43	余量	0.15	2.95	—	—	5.8	—	0.015	<650℃

GH4500 合金含有稀缺资源 Co，较昂贵，但允许使用的温度高；GH4500、GH4169、GH2901 合金均是制造盘锻件用材料，GH4037 合金是制造工作叶片用材料，所以材料的综合力学性能和热、冷加工性能也较满意。

5.2　轴类零件的生产特点

生产轴类零件用的坯料是锻棒或热轧棒，需要再次加热锻造变形才能获得零件毛坯，经过热处理、车加工、无损探伤和力学性能与组织的检验等生产工序，才能成为零件，所以材料必须具有良好的热加工性能。

由于轴的形状的特殊性，往往给锻造工艺和组织、性能的要求带来矛盾。例如 GH4169 合金轴的形状有多种，因此制定生产工艺时需要考虑的因素较多，操作上也带来困难。

T 字形的低压涡轮轴，T 字形头部直径是 ϕ391 mm，高 128 mm；杆部直径是 ϕ130 mm，长 1 470 mm；锻件总重 300 kg。这样大的锻件如果采用整体模锻，材料利用率低；如果生产棒料，再镦锻头部，坯料加热时杆部会因空烧导致 GH4169 合金的晶粒粗化、δ 相溶解引起缺口敏感；采用仅加热头部和随后镦锻，杆部可避免空烧，但在加热过程中整个零件中的 δ 相会随坯料长度方向因温度不均匀（有高温加热区、在炉外部分是不加热区，两区域之间是温度从高温向室温的变化区）而引起析出的数量不均匀，对性能会有影响；采用头部模锻，杆部直接用锻棒，通过摩擦焊接方法连接是合理的生产工艺。

航天用 GH4169 合金制造盘、叶片、轴为一体的整体涡轮转子，形状也是 T 字形，盘与叶片是在高温下应用，轴在 −253℃液氢或 −183℃的液氧介质中工作，盘、轴的组织和性能要求也不同，所以如何锻造以及工人的操作水平也是生产该零件的技术关键。表 10.2-29 是航天领域用整体转子盘、轴的性能数据。

表 10.2-29　航天发动机用变形高温合金盘（饼）锻件的持久性能与轴的低温强度

部位	盘						轴		
温度	600℃		800℃		850℃		−196℃		
合金牌号	σ	t	σ	t	σ	t	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa	h	MPa	h	MPa	h	MPa		%
GH4169	883	80:00	390	>60 min	—	—	1 694	1 316	28
GH4586	—	—	600	3:00	530	1:00	1 770	1 170	23

空心长轴的机械制造是有难度的，加上中孔是变截面的，如何保证变截面处的平滑过渡，保证不出现尖角，如何保证内壁的光洁度，在制造和检验上均有技术难度。

GH4169 合金的鼓筒轴，为粗短形结构，内壁有加强筋，

两端有安装边，其上有一周螺栓孔，本应采用反挤压工艺生产，因国内无挤压设备，采用多火次锻造生产工艺，对整个零件的组织均匀性和使用寿命会有影响。

随着发动机推重比的提高和设计的发展，轴已不是用变形高温合金锻棒或热轧棒直接车出的等截面零件了，应该认识到如何实现零件的形状、应用要求与材料的特性、热加工工艺间的良好匹配是当前需要攻克的关键技术。

由于轴上有螺纹，如果用机械加工方法车出螺纹，必须保证螺扣非常光滑，否则会因尖角造成缺口敏感发生瞬时断裂，应用中发生过此类故障。紧固件的螺纹是采用滚螺纹工艺制造的，轴的直径粗、不能滚，车出螺纹后一定要采用螺纹磨工序，保证螺纹处光滑。

螺纹处的缺口半径与缺口敏感性有关，必须采用合适的缺口半径，否则虽然经过了螺纹磨，但因缺口太尖锐，也不能避免缺口敏感。

上述诸方面均需要在生产制造和应用中不断积累数据和经验，提高生产和检验技术，改进和完善生产工艺。

5.3 轴类零件用坯料性能

有的轴类零件由经过热加工变形的部分和不经过热加工变形的部分组成，有的是直接用热轧棒通过车加工制成的，所以列出热轧棒或90方坯的性能，供选材时参考（见表10.2-30～表10.2-31）。

表 10.2-30 轴类零件用变形高温合金热轧棒或90方坯的拉伸性能

合金牌号	20℃			550℃			600℃			650℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4500	1 295	845	20	—	—	—	1 170	755	17	—	—	—
GH4037	1 181	708	26	—	—	—	1 071	645	25	1037	645	22
GH4169	1390	—	15	1 345	—	18	1 295	—	15	1 140	—	20
GH2901	1 226	883	20	1 098	804	15	1 010	794	15	981	774	16

合金牌号	700℃			750℃			800℃			850℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4500	1095	760	26	—	—	—	790	725	21	—	—	—
GH4037	995	645	18	911	645	16	743	624	13	611	562	19
GH4169	1 030	—	24	845	—	25	620	—	33			
GH2901	863	755	16	745	686	19	500	402	28	—	—	—

注：GH2901和GH4169合金是90方坯上的拉伸性能数据，其他均是小尺寸热轧棒的性能数据。

表 10.2-31 轴类零件用变形高温合金热轧棒在不同温度下的1 000 h持久极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	σ/MPa								
GH4500	—	—	—	520	380	280	190	115	—
GH4037	—	—	—	314	—	167	98	—	—
GH4169	971	745	481		—	—	—	—	—
GH2901	781	—	495	—	225	—	—	—	—

注：表中数据取自小尺寸热轧棒的测试结果。

5.4 轴类零件的质量分析

在GH4169合金中空长轴锻棒的端部中心部位曾发现过小块孤立黑斑，内含Laves相和针状δ相，因处于该轴的中心部位，机械加工时已去除，根据技术条件中相关规定可以正常应用，所以继续走工序，直至成品，未见异常，投入使用。分析该部位处于靠钢锭的头部，切头量略欠所致。

有文献指出：由于料头未切尽引起低倍夹杂缩孔残余，可以剔除含夹杂的部分，其他材料继续使用。这情况与上述GH4169合金中出现孤立黑斑的处理方法相同。

我国在压气机轴类零件的应用中，40CrNiMoA轴颈连续3次疲劳断裂，其原因是螺纹根部加工成直角，这充分证明加工制造中注意螺纹圆滑和缺口半径不能偏小的重要性，随着发动机推力的增大，轴类材料的强度随之升高，则材料的缺口敏感性加剧，此时更要重视制造技术和检验水平。

某发动机涡轮轴曾多次出现断裂，造成重大的机毁人亡事故。断裂的原因中有两点是：结构设计不合理，在轴的锥形段形成之处小圆弧应力集中，并且此处轴的壁厚较薄，整体应力水平较高；工艺质量不稳定，圆弧超差、表面啃刀、划伤、粗糙不平，因而降低了疲劳强度。归纳起来就是圆弧小，加工形成缺口，产生应力集中和缺口疲劳，所以降低了使用寿命。

综上所述，减轻和改善轴的应力集中状况对保证零件使用安全至关重要。

6 紧固件用变形高温合金

6.1 紧固件的应用与制造特点

紧固件是量大面广的基础元件。螺纹紧固件有螺栓、螺钉和螺母；非螺纹紧固件有销钉、轴、铆钉、垫圈、卡圈、锁片等零件。螺栓、螺母是重要的承力构件，如果失效，会发生严重事故。

涡轴类发动机中，涡轮螺栓与长螺栓担当了轴的作用，盘件就装在螺栓上运转，可见螺栓的多用途和重要性。

螺栓、螺钉是应用最多的紧固件，例如某发动机中螺栓共有257个件号，单台数约为3 700件，装配在420多个组件上。螺栓的类型品种有十二角头螺栓、六角头螺栓、D型头螺栓和个别的圆头、方头螺栓，其中十二角头螺栓用量最多，使用广泛，共171个件号，单台数为2 530多件，占单台螺栓用量的70%。该例说明很多螺栓类零件看起来很小，但也是发动机中的关键零件，分布面广，必须重视。



很多紧固件是用轧棒直接加工成的，但高温合金螺栓和螺钉中极大部分是要经过镦锻头部的热变形，提高螺栓的连接强度，并使螺栓（螺钉）头部与杆部的金属流线沿头部外形连续分布。典型的热成形方法是采用细长杆经一次或多次镦粗成形头部，杆部不加热也不变形，保持棒材的原始组织和性能状态。

热镦螺栓或螺钉头部时控制成形温度和变形量是技术关键，直接影响晶粒是否粗化、最大变形量处是否有裂纹和最终产品的力学性能。

高温合金自锁螺母也是通过热镦成形来保证组织和性能合格。螺母的自锁性能合格与否主要取决于收口量，同时受螺纹自身强度、螺纹精度、收口高度、收口形式等因素的影响，螺母的螺纹属阴螺纹，靠攻螺纹成形，保证阴螺纹的质量是技术关键之一。

螺栓与自锁螺母间的锁紧力消失，则失去紧固作用而失效。螺栓杆部的螺纹应该是通过滚螺纹而成，分冷滚和温滚，强度高的材料在室温条件下滚压不动，就需要采用温滚工艺。滚螺纹能保持螺纹连续、光滑，避免产生尖角或缺口，避免产生应力集中引起瞬间开裂和裂纹在应用中迅速扩展，导致破坏性故障。

但俄罗斯应用的 ЭИ698 合金（国内牌号：GH4698）的双头螺栓的螺纹是车加工制造的，另一种半头螺钉的螺纹是滚螺纹成形的，我国为保证应用安全，均采用滚螺纹工艺制造。

销、轴类紧固件都是无头型的圆杆件，加工方法简单，一般采用车、磨加工，但对尺寸要求很严格，并有硬度要求。

卡圈、锁片、垫圈类紧固件都为板片状，主要采用板带类冲压成形。

除卡圈、锁片、垫圈类零件外，紧固件用材料是热轧棒或冷拉棒，冷拔变形增高强度，同时形状和尺寸精度高于热轧棒。

6.2　紧固件用变形高温合金

紧固件用材要求强度高，抗松弛性能好，并有良好的热、冷加工性能。紧固件用变形高温合金分类见表 10.2-32，材料的化学成分见表 10.2-33。

表 10.2-32　紧固件用变形高温合金分类

螺栓、螺钉类紧固件		螺母类紧固件		锁片、卡圈类紧固件	
合金牌号	使用温度/℃	合金牌号	使用温度/℃	合金牌号	使用温度/℃
GH4141	<870	GH4738	<815	GH3030	<800
GH4738	<815	GH3030	<800	GH4080A	<800
GH3030	<800	GH4169	<700	GH4169	<700
GH4080A	<800	GH2132	<650		
GH4698	<750				
GH4169	<705				
GH2132	<650				
GH6159	<600				

8 种材料中仅 GH6159 是钴基变形高温合金，是在多相钴基高温合金（MP 合金）基础上发展起来的，是一种新型高强度多相钴基变形材料。其特点是利用冷变形首先在面心立方基体中诱发产生交叉网状分布的片状 ε 相来阻止位错的长程运动而产生强化，再经过时效处理析出弥散的 Ni_3X 相补充强化。该材料具有超高的强度、良好的塑韧性和高的应力腐蚀抗力。可作为高温和应力腐蚀环境中的超高强度紧固件用材。冶金产品是冷拉棒材。

GH6159 合金在 700℃ 以上是稳定的面心立方 γ 相，在 540℃以下是稳定的密排六方 ε 相，两温度之间是 γ + ε 两相区。当材料从 700℃以上冷却到室温时可保持亚稳定的 γ 相，此时在室温下进行冷变形可诱发 γ 相到 ε 相的马氏体型转变。所以 GH6159 合金冷拉棒的生产工艺是：

真空感应熔炼 + 真空电弧重熔的钢锭在 1 125 ~ 1 180℃ 进行均匀化处理，保温 18 ~ 36 h，具体时间视锭型尺寸而变，其目的是减轻钢锭中的元素偏析，避免 σ 相的形成；

锻造开坯装炉温度不高于 600℃，逐渐升温至 1 120℃，保温 4 h 以上，具体时间也视锭型尺寸而变；开锻温度不低于 1 050℃，终锻温度不低于 950℃；

热轧开坯装炉温度不高于 700℃，加热温度 1 130℃，保温 0.5 ~ 1 h，道次最大变形量不能超过 20%，终轧温度不能低于 950℃；

热轧后的材料在 1 050 ~ 1 075℃退火 1 h，获得均匀的晶粒，便于后续冷拔变形；

根据上述合金相变的规律，将冷拔坯料进行固溶处理，1 040 ~ 1 055℃，保温 4 ~ 8 h，水冷；为加快冷却速率，采用流动水，而且控制进入水冷槽中冷拔坯料的数量，冷得快才能获得亚稳定的 γ 相；

进行冷拔变形，变形量（48 ± 1）%；变形量要严格控制，变形量过小，强度不足，变形量升高，强度太高，塑性降低，冷拔变形量控制在下限，具有较好的综合性能。

冷拔材进行时效热处理：650 ~ 675℃，4 ~ 4.5 h，空冷。

GH4169 合金和 GH2132 合金是制造紧固件的主要用材，而且在航天发动机的低温环境中也应用。供应制品的冶金产品有热轧棒和冷拉棒。

制造 GH2132 合金紧固件是应用优质 GH2132 合金，制造 GH4169 合金紧固件是应用优质 GH4169 的成分标准，元素控制限有些差异。例如优质 GH2132 合金中的 w（Ti）从 GH2132 合金的 1.75% ~ 2.30% 提高为 1.90% ~ 2.35%，w（B）从 0.001% ~ 0.010%提高为 0.003% ~ 0.010%；优质 GH4169 合金中 C 的上限（质量分数）从 GH4169 合金的 0.08%降至 0.06%，Nb 的下限（质量分数）由 4.75%提高至 5.00%。两材料的 S 含量 w（S）均要求降至 0.002%以下，并对痕量元素上限也有明确规定。

一般冷拔变形量在 8% ~ 12%之间，但这并非是最佳变形量，例如 GH4169 合金，冷拔变形量达 18%时，综合性能好；变形量达 30%时，强度很高，但塑性显著下降。目前因受生产设备条件的影响，基本上变形量在 8% ~ 12%之间。必须注意：冷拔前坯料的退火软化和随后的快速冷却是关键，冷得慢，软化程度降低，则影响冷拔效果，所以坯料退火后迅速进入水冷槽中，水槽中保持流动水，一次进入水槽的坯料数量要少。

目前应用的紧固件均是经过固溶 + 时效热处理，GH4169 合金冷拉棒的技术标准中有经过直接时效处理的性能指标，但现用的紧固件尚未采用。

表 10.2-33　紧固件用变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	Mo	V	B	Mg	Zr	Le
GH4141	0.09	19	11	余量	—	1.6	3.30	—	10	—	0.006	0.005	0.03	0.035
GH4738	0.07	20	14	余量	—	1.4	3.00	—	4.2	—	0.007	—	0.05	—
GH3030	0.06	21	—	余量	—	0.1	0.25	—	—	—	—	—	—	—

续表 10.2-33

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	Mo	V	B	Mg	Zr	Le
GH4080A	0.07	20	—	余量	—	1.4	2.20	—	—	—	0.004	—	—	—
GH4698	0.04	15	—	余量	—	1.5	2.55	2.0	3.0	—	0.003	0.005	0.03	—
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.5	1.0	5.3	3.0	—	0.004	—	—	—
GH2132	0.04	15	—	26	余量	0.2	2.05	—	1.3	0.3	0.005	—	—	—
GH6159	0.02	19	36	余量	9	0.2	2.9	0.5	7.0	—	0.015	—	—	—

冶金厂生产的热轧棒或冷拉棒，表 10.2-34 ~ 表 10.2-39 列出了材料的性能数据。

表 10.2-34 紧固件用变形高温合金小尺寸热轧棒材的拉伸性能

合金牌号	20℃			450℃			500℃			550℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4141	1 372	1 012	26	—	—	—	—	—	—	1 371	870	24
GH4738	1 276	780	26	—	—	—	1 112	708	—	—	—	—
GH4080A	1 190	790	35	—	—	—	—	—	—	—	—	
GH4698	1 270	800	31	1 150	725	27	—	—	—	1 120	720	28
GH4169	1 440	1 200	22	1 312	1 063	17	1 310	1 080	19	—	—	—
GH2132	1 170	810	22	1 000	750	17	985	740	17	961	730	19

合金牌号	600℃			650℃			700℃			750℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4141	—	—	—	1 270	888	25	1 185	912	31	1 025	858	31
GH4738	1 157	696	28	1 118	674	29	—	—	—	920	690	24
GH4080A	965	661	17	—	—	—	—	—	—	788	613	9
GH4698	1 110	715	27	1 050	690	19	985	680	10	905	690	7
GH4169	1 280	1 040	22	1 160	1 020	26	1 000	910	26	730	705	48
GH2132	905	735	21	783	715	17	—	—	—	—	—	—

合金牌号	800℃			850℃			900℃			950℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH4141	840	745	32	703	640	37	513	436	58	—	—	—
GH4738	651	834	23	550	540	35	—	—	—	—	—	—
GH4080A	603	523	25	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4698	770	635	5	—	—	—	—	—	—	—	—	—

表 10.2-35 紧固件用变形高温合金小尺寸轧材在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	1 000℃
	σ/MPa								
GH4738	—	—	620	—	380	200	—	—	—
GH4080A	—	—	420	276	160	—	—	—	—
GH4698	—	—	661	—	306	—	—	—	—
GH4169	971	745	481	—	—	—	—	—	—
GH2132	589	449	330	205	99	—	—	—	—

表 10.2-36 紧固件用变形高温合金小尺寸轧材在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	$\varepsilon_p = 0.2\%$，σ/MPa								
GH4141	—	—	—	—	—	68	26	—	—
GH4080A	—	—	440	355	244	173	108	—	—
GH4738	—	—	571	422	—	226	—	—	—
GH4169	907	820	583	—	—	—	—	—	—
GH2132	626	519	300	—	—	—	—	—	—



表 10.2-37　GH6159 合金冷拔棒材＋时效处理后的拉伸性能

温度/℃	25	260	370	480	595	705	815
σ_b/MPa	1 917	1 724	1 641	1 586	1 565	1 407	896
$\sigma_{0.2}$/MPa	1 882	1 655	1 551	1 503	1 482	1 282	690
δ_5/%	9.0	8.0	8.0	9.0	8.0	15	34
K_t	6.1	6.0	6.1	6.1	5.8	6.1	5.8
σ_{bH}/MPa	2 572	2 372	2 255	2 186	2 103	1 993	1 958
σ_{bH}/σ_b	1.32	1.40	1.38	1.37	1.37	1.31	1.38

表 10.2-38　冷拔变形量对 GH4169 合金冷拔棒材拉伸性能的影响

状态	冷拔			直接时效			950℃×1 h，空冷＋时效			980℃×1 h，空冷＋时效		
冷拔变形量/%	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
	20℃											
12	1 020	840	27	1 480	1 370	17	1 380	1 100	20	1 360	1 100	21
18	1 170	1 080	18	1 590	1 460	11	1 420	1 120	18	1 410	1 150	23
33	1 450	1 370	8	1 860	1 810	8	1 500	1 180	18	1 510	1 215	17
	650℃											
12	920	750	38	1 240	1 155	23	1 140	970	30	1 130	950	25
18	1 060	910	33	1 325	1 250	30	1 160	970	32	1 150	970	27
33	1 295	1 175	17	1 440	1 370	15	1 170	985	29	1 220	1 010	18

表 10.2-39　冷拔变形量对 GH4169 合金冷拔棒材持久性能的影响

测试规范	650℃，690 MPa							
状态	冷拔		直接时效			950℃×1 h，空冷＋时效		
冷拔变形量/%	τ/h	τ_H/h	τ/h	δ_5/%	τ_H/h	τ/h	δ_5/%	τ_H/h
12	>46:30	46:30	>58:40	8	58:40	104:45	8	>104:45
	>57:05	57:05	104:05	14	>104:05	55:46	14	>55:46
18	>23:30	23:30	67:18	14	>67:18	46:50	22	>46:50
	>42:30	42:30	72:30	15	>72:30	48:25	32	>48:25
33	23:48①	>23:48	50:06	14	>50:06	25:30	13	>25:30
	9:15①	>9:15	42:18	16	>42:18	30:50	21	>42:18

① 试样断在 *R* 处。

GH4169 合金冷拉棒的强度随冷拔变形量的增大而增高，塑性随之降低，冷拔态有持久缺口敏感性，经过热处理后可以消除。变形量为 18%时综合性能最好。

应用部门进行紧固件的生产和制造及对紧固件产品进行相关的力学性能和显微组织的检验。

6.3　紧固件的质量分析

作为紧固件，对持续保持锁紧力的评价应是选材的主要数据之一，我国原有的松弛试验机已因年久失效，需要更新，至今对变形高温合金的松弛性能测试工作做得很少，缺乏数据。例如，GH4169 合金制造的紧固件使用温度范围在 200～700℃之间，研究和掌握不同温度对松弛性能的影响是材料、设计和制造部门必须掌握的信息，应该迅速建立测试和研究条件，尽快开展对 GH2132、GH4169、GH4738 等合金大量应用的紧固件用材松弛性能的测试工作。

紧固件用材以小尺寸热轧棒和冷拔材为主，冶金厂生产时要保证将钢锭头部的缩孔残余和不良组织部分切尽，以保证热轧棒和冷拔棒中无中心亮条；因钢锭经过均匀化处理，GH4169 合金又进行中间坯二次均匀化处理，所以冶金产品中的偏析条带是可以消除的。但轧制时必须严格控制坯料加热温度和终轧温度，合理选择合适的轧制速度，才能避免轧棒外缘因温度偏低，形成拉长晶粒；才能避免因温度偏高，造成产品晶粒粗大。

紧固件制造厂进行螺栓镦头生产时确定合理的加热和变形量，合理控制螺栓头部成形所需的金属量，才能避免杆部出现不应有的因镦头压缩造成的变形死区组织。

美国对紧固件的检验非常严格，为确认螺栓头部流线的完整性，采用专用的制样和检验设备。

疲劳断裂是目前紧固件使用过程中最常发生的失效现象，采用改变螺纹牙底形状、采用滚压螺纹、螺栓头下圆角处进行冷滚压、喷丸强化、防止紧固件表面损伤等措施对提高抗疲劳性能是有效的。

为应用所需，有的紧固件需要进行镀银、镀镉等处理，此时需注意去氢。

综上所述，我国对紧固件应用重要性的认识在逐渐加强，所以对生产与检验所用条件的技术改造应加速进行。目前因紧固件用冷拔材的规格、品种多，但每种产品的用量少，不便于生产的组织安排，所以暂将紧固件冷拔材的生产订货集中在上钢五厂。

7　板、带材用变形高温合金

宇航发动机的燃烧室、加力燃烧室中的火焰筒、安装边、燃气导管、隔板、加力筒体等零件和各种用途的波纹管等均是用变形高温合金的板材和带材制造的，这些零件虽然是静止件，但所处的工作环境恶劣：工作温度非常高；随发动机工况的变化及燃烧与温度场不均匀的影响，材料承受较大的热应力；由于燃油、燃气中含有 N_2O_5、SO_2、SO_3、H_2S 和水蒸气等成分，沿海地区和海洋上空存在着盐成分（Na^+、K^+），在高温条件下对零件有腐蚀作用。零件中很大部分需要经过冲压成形和焊接连接等加工制造工序。

根据零件应用工况和生产制造工序，对板、带用变形高温合金的要求是：

应具有足够的热强性能和长时组织稳定性；

优良的抗氧化、抗腐蚀和抗冷、热疲劳性能；

优良的热、冷工艺（杯突、弯曲）性能和焊接性能；

应能适应涂层工艺的要求。

变形高温合金带常被应用于制造各种弹性元件，在宇航发动机、核反应堆和卫星中应用。

7.1　板、带类变形高温合金的牌号、分类和使用温度

板、带类变形高温合金中镍基牌号数量最多，铁基牌号数量为次，钴基牌号只有二个（表 10.2-40）。

板、带类合金制造的零件承受的载荷小于盘、叶片，所以可在材料能承受的上限温度条件下长时使用。

板材变形高温合金以固溶型为主，基体中加入 W、Mo、Nb 产生固溶强化效应，含 Cr 高对抗高温氧化和腐蚀有利。随着发动机推重比的发展，为提高该类材料的强度，发展出时效板材合金。



表 10.2-40　板、带类变形高温合金牌号与分类

分类	铁基变形高温合金		镍基变形高温合金		钴基变形高温合金	
序号	合金牌号	使用温度/℃	合金牌号	使用温度/℃	合金牌号	使用温度/℃
1	GH1015	950	GH3652	1 100	GH5188	980 ~ 1 100
2	GH1016	950	GH3170	1 000	GH5605	815 ~ 1 090
3	GH1035	900	GH3625	低温 ~ 980		
4	GH1131	700 ~ 1 000	GH3128	950		
5	GH1140	850	GH3044	900		
6	GH2150	700	GH3536	900		
7	GH2302	700	GH4099	900		
8	GH2132	650	GH3039	850		
9			GH3030	800		
10			GH4163	800		
11			GH4080A	800		
12			GH4090	800		
13			GH4145	800		
14			GH4169	-253 ~ 700		
15			GH3600	700		

7.2　铁基板材合金

铁基板材合金中 GH2150、GH2302、GH2132 含的 Al、Ti 量显著上升，进行固溶 + 时效热处理，强度升高，属于时效板材。

8 个牌号的铁基板材变形合金的化学成分见表 10.2-41，GH2150、GH2302 合金是采用真空感应炉熔炼 + 电渣或真空电弧重熔，其他 6 个牌号的合金均可采电弧炉熔炼 + 电渣重熔工艺生产，锭型较大，可以提高成材率和降低生产成本。

GH1016 和 GH1131 是用 W、Mo、Nb、N 复合固溶强化的铁基板材合金。

GH1131 合金主要制造 700 ~ 1 000℃短时工作的火箭发动机中的零部件。

GH1015 合金在固溶状态是奥氏体基体，有少量的 NbC 和 M_6C 碳化物，在 700 ~ 900℃长期时效期间析出二次 M_6C 和 L 相，长期时效时间达 600 h 后，这些析出相数量剧增。

GH1016 合金在固溶状态是奥氏体基体和少量的铬铌氮化物 Z 相，长期时效过程中有 L 相和 M_6C 相补充析出。

GH1035 合金在固溶状态是奥氏体基体和少量的 Nb（C，N）和 Ti（C，N），经时效和长期使用后，有少量的 γ′和 $M_{23}C_6$ 型碳化物析出。

GH1140 合金是我国研制成功的第一个铁基变形高温合金，也是至今仍在生产和应用的铁基合金之一。该材料是用少量 W、Mo 和 Al、Ti 复合强化的材料。在 700 ~ 800℃长期时效，会析出 σ 相和 Laves 相；800℃长期时效，σ 相会单独析出。σ 相和 Laves 相都会降低材料的强度和塑性。

GH2150 合金是通过 W、Mo 元素的固溶强化作用、Al、Ti、Nb 元素的沉淀硬化作用和 C、B、Zr、Ce 元素的晶界强化作用组合而成的时效板材，该材料在奥氏体基体中有 γ′、MC 和微量的 μ 相，600 ~ 700℃长期时效期间，γ′会补充析出；800℃长期时效后，γ′会粗化，数量减少，同时在晶内和晶界析出较多的片状和颗粒状 μ 相，使材料的力学性能下降。

表 10.2-41　板、带类铁基变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Mg	Zr	Cr	N
GH1015	0.04	21	—	37	余量	—	—	1.35	5.3	2.9	—	0.005	—	—	0.03	—
GH1016	0.04	21	—	34	余量	—	—	1.20	5.5	3.0	0.2	0.005	—	—	0.03	0.2
GH1035	0.09	22	—	37	余量	0.20	0.95	1.50	3.0	—	—	—	—	—	0.02	—
GH1131	0.05	21	—	28	余量	—	—	1.0	5.4	3.2	—	0.003	—	—	—	0.2
GH1140	0.09	22	—	38	余量	0.40	1.0	—	1.6	2.2	—	—	—	—	0.05	—
GH2150	0.04	15	—	48	余量	1.10	2.1	1.2	3.0	5.3	—	0.005	—	0.02	0.01	—
GH2302	0.04	14	—	40	余量	2.05	2.5	—	4.0	2.0	—	0.005	—	0.03	0.01	—
GH2132	0.04	15	—	26	余量	0.2	2.1	—	—	1.3	0.3	0.005	—	—	—	—

GH2302 合金中 γ′是沉淀硬化相，700℃时效 1 000 h，γ′相数量增加，800℃时效 1 000 h，γ′相数量减少，μ 相增加，750℃时效，μ 相呈针状析出，所以该材料在 700℃以下组织稳定。

GH2132 合金板材是 γ′相沉淀硬化的时效板材，γ′相在 700 ~ 730℃间析出最多；在 700 ~ 900℃间形成 η 相，所以材料在 650℃以下使用，组织是稳定的。

7.2.1　铁基板材合金的力学性能

不同温度的拉伸性能、持续 1 000 h 的持久极限应力值、100 h 残余变形量达 0.2% 的极限应力值列入表 10.2-42 ~ 表 10.2-45 中。

表 10.2-42　铁基变形高温合金冷轧板材的拉伸性能

合金牌号	20℃			400℃			500℃			550℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1015	737	314	48	—	601	49	591	212	49	—	—	—
GH1016	826	387	44	707	—	40	700	274	39	—	—	—
GH1035	682	221	45	—	—	—	—	—	—	—	—	—



续表 10.2-42

合金牌号	20℃			400℃			500℃			550℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1131	831	—	43	704	—	43	692	—	44	—	—	—
GH1140	662	255	46	593	—	47	543	191	48	—	—	—
GH2150	1 326	900	26	1 143	850	31	1 248	835	27			
GH2302	1 264	776	26	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH2132	1 157	—	28	1 040	—	18	991	—	19	927	—	21

合金牌号	600℃			650℃			700℃			750℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1015	581	211	50	—	—	—	478	205	45	—	—	—
GH1016	701	272	41	—	—	—	536	255	43	448	—	61
GH1035	525	133	43	—	—	—	417	128	43	—	—	—
GH1131	660	—	46	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH1140	525	183	45	—	—	—	422	212	47	—	—	—
GH2150	1158	834	23	—	—	—	986	817	18	—	—	—
GH2302	1 139	—	25	—	—	—	943	783	12	838	738	8
GH2132	902	—	25	799	—	32	—	—	—	574	—	49

合金牌号	800℃			850℃			900℃			950℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1015	318	194	77	—	—	—	189	137	103	140	—	93
GH1016	355	228	68	—	—	—	208	146	100	152	—	87
GH1035	231	113	55	—	—		137	59	63	—	—	—
GH1131	343	—	34	—	—	—	215	—	63	—	—	—
GH1140	261	174	62	—	—	—	134	—	81	—	—	—
GH2150	666	—	23	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH2302	672	593	7	474	468	19	318	—	26	—	—	—
GH2132	368	—	53							—	—	—

合金牌号	1 000℃			1 050℃			1 100℃			1 150℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH1015	110	—	73	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH1016	113	—	101	—	—	—	—	—	—	—	—	—
GH1035	79	39	73	—	—	—	49	—	63	—	—	—
GH1131	110	—	56	—	—	—	—	—	—	—	—	—

表 10.2-43　铁基变形高温合金板、带在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	1 000℃
	σ/MPa								
GH1015	—	330	—	172	—	84	—	35	—
GH1016	629	—	—	187	127	87	—	35	—

续表 10.2-43

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	1 000℃
	σ/MPa								
GH1131	—	—	—	182	—	98	—	37	—
CH1140	—	382	—	157	86	38	22	18	—
GH2150	—	737	—	384	—	—	—	—	—
GH2302	—	—	—	360	260	167	85	—	—



表 10.2-44 铁基变形高温合金冷轧板在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	ε_p = 0.2%，σ/MPa								
GH1016	—	—	—	98	65	46	—	28	—
GH1035	—	—	—	—	—	20	—	—	—
GH1131	—	—	—	—	—	44	—	25	—
GH1140	—	—	—	—	—	—	—	10	—
GH2150	900	742	—	295	—	—	—	—	—

表 10.2-45 GH1131 合金冷轧薄板的秒蠕变强度

时间/s	10	60	120	180	300	10	60	120	180	300
温度/℃	$\varepsilon_{0.5}$%，σ/MPa					$\varepsilon_{1.0}$%，σ/MPa				
800	299	245	226	216	201	329	289	245	235	216
900	167	127	113	103	93	177	142	127	118	108

7.2.2 铁基板材合金的轧制、成形性能

GH1015 合金板材热轧时加热温度为 1 150 ~ 1 170℃，终轧温度不低于 900℃。

GH1016 合金板材热轧加热温度为 1 150 ~ 1 170℃，板材荒轧加热温度为 1 140℃，，精轧加热温度为 1 100℃，终轧温度不低于 900℃。

GH1035 合金板材荒轧加热温度为 1 100 ~ 1 120℃，精轧加热温度为 1 050 ~ 1 070℃，终轧温度不低于 850℃。

GH1131 合金板坯轧制加热温度为 1 150℃，开轧温度大于 1 050℃，终轧温度不低于 900℃，最后一道压下量不小于 10%；薄板热轧的粗轧加热温度为 1 160℃，精轧加热温度为 1 060℃，开轧温度大于 1 000℃，终轧温度不低于 800℃，热轧的火次和道次不限。中间淬火温度为 1 150℃。冷轧压下率为 20% ~ 30%，平整量为 1% ~ 3%。

GH1140 合金板坯热轧加热温度为 1 160℃，轧制温度为 1 180 ~ 950℃，进最后一个孔型时的温度最好控制在 950 ~ 1 000℃范围内，热轧总变形量应大于 60% ~ 70%，最后孔型压下量不小于 10%。热轧板荒轧加热温度为 1 120℃，荒轧温度为 1 120 ~ 850℃，热轧中板一火轧成，总变形量要大于 50%。精轧加热温度为 1 070℃，轧制温度为 1 070 ~ 800℃，最后一火轧制温度最好控制在 1 000℃，最后一道压下量不小于 10%。板材冷轧压下量为 30% ~ 40%，成品板平整变形量不得大于 3%。

GH2150 合金板坯热轧加热温度为 1 100 ~ 1 150℃，热轧板粗轧加热温度为 1 130℃，精轧加热温度为 1 100℃，热轧薄板半成品中间淬火温度为 1 050 ~ 11 00℃，冷轧总压下量约 40%，冷轧成品板淬火温度为 1 040 ~ 1 180℃。

铁基板材合金的弯曲、深冲等冷成形性能数据见表 10.2-46 ~ 表 10.2-47。

表 10.2-46 铁基板材合金的弯曲性能
（当钳口半径 5 倍于板材厚度时，1.5 mm 厚供应状态薄板，反复弯曲至断裂的次数）

合金牌号	GH1015	GH1016	GH1131	GH1140	GH1035	GH2150	GH2302	GH2132
弯曲次数	19 ~ 22	14 ~ 17	—	21 ~ 24	—	—	8	—

表 10.2-47 铁基供应状态板材深冲、翻边、压窝时的极限系数

成形方法	深冲	翻边	压窝
合金牌号	极限系数 K		
GH1015	2.05 ~ 2.06	> 1.745	0.328（$r_{阳}$ = 8 mm）
GH1016	2.06 ~ 2.07	1.745	0.331（$r_{阳}$ = 8 mm）
GH1140	2.105 ~ 2.170	1.958	平头：0.287 ~ 0.315（$r_{阳}$ = 6 mm），球头：0.443 ~ 0.459
GH1035	2.03 ~ 2.15	—	—
GH2150	2.20	1.400	球头：0.56

7.2.3 铁基板材合金的焊接性能

铁基板材合金可焊性好，时效板材合金均在固溶状态焊接，焊后进行时效热处理。因铁基合金的抗氧化性比镍基合金差，所以进行氩弧焊时要注意保护。

GH1015 合金可以采用手工氩弧焊、自动钨极氩弧焊、缝焊和点焊工艺，焊接性能良好，氩弧焊接裂纹倾向性小于 15%，该材料可与 GH3030、GH3039、GH3040、GH1140 合金焊接。

GH1016 合金可采用氩弧焊和接触焊方法与 1Cr18Ni9Ti、GH3030、GH1140 合金连接。

GH1035 合金的氩弧焊性能良好，可采用 HGH3030 和 HGH3044 焊丝。

GH1131 合金可采用氩弧焊、缝焊和点焊工艺与 GH3030、GH3039、GH3044、GH1140 合金连接。

GH1140 合金可采用氩弧焊、自动钨极氩弧焊、钨极脉冲氩弧焊、点焊、缝焊、钎焊工艺与 1Cr18Ni9Ti、GH3030、GH3039、GH3044、GH2132 合金连接。

GH2150 合金在固溶状态焊接，焊后进行时效热处理；可采用氩弧焊、缝焊和点焊方法，焊缝同一处补焊次数原则上不多于 2 次，允许采用 HGH133 焊丝。GH2150 合金制件焊接时，可采用 HGH2150 或 HGH533 合金焊丝；与镍基合金焊接时，推荐采用 HGH533 合金焊丝，与 1Cr18Ni9Ti 钢焊接时，采用 H1Cr18Ni9Ti 焊丝。

GH2302 合金在固溶状态下进行氩弧焊，焊后时效热处理。

GH2132 合金在固溶状态下可用氩弧焊、点焊、缝焊方法连接，焊后时效热处理。

7.3 镍基板材合金

板、带类镍基变形高温合金的牌号和化学成分见表 10.2-48，其中 GH3652、GH3600、GH3625 属高温耐腐蚀材料。

表 10.2-48 板、带类镍基变形高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	B	Mg	Zr	Ce	La
GH3652	0.05	27	—	余量	—	3.15	—	—	—	—	—	—	—	0.02	—
GH3170	0.03	20	20	余量	—	0.30	—	—	20	—	0.003	—	0.15	—	0.05
GH3625	0.05	22	—	余量	—	0.20	0.2	3.65	—	9.0	—	—	—	—	—
GH3128	0.03	21	—	余量	—	0.60	0.6	—	8.2	8.2	0.003	—	0.06	0.05	—

续表 10.2-48

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	B	Mg	Zr	Ce	La
GH3044	0.05	25	—	余量	—	0.20	0.5	—	15	1.0	—	—	—	—	—
GH3536	0.10	22	1.5	余量	19	0.25	0.1	—	0.6	9.0	0.005	—	—	—	—
GH4099	0.04	19	6.5	余量	—	2.05	1.2	—	6.0	4.0	0.003	0.005	—	0.01	—
GH3039	0.04	21	—	余量	—	0.55	0.6	1.10	—	2.0	—	—	—	—	—
GH3030	0.06	21	—	余量	—	0.07	0.3	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4163	0.06	20	20	余量	—	0.45	2.1	—	—	5.8	0.003	—	—	—	—
GH4080A	0.07	20	1.0	余量	—	1.40	2.3	—	—	—	0.004	—	—	—	
GH4090	0.06	20	18	余量	—	1.50	2.5	—	—	—	0.010	—	0.07	—	—
GH4145	0.04	16	—	余量	7.0	0.70	2.5	0.95	—	—	—	—	—	—	—
GH4169	0.04	19	—	53	余量	0.50	1.0	5.00	—	3.0	—	—	—	—	—
GH3600	0.07	16	—	余量	8.0	0.20	0.3	—	—	—	—	—	—	—	—
GH4708①	0.07	19	—	余量	2.0	2.10	1.2	—	7.0	5.0	0.004	—	—	0.02	—

① GH4708 合金属为满足型号需要而正在研制中的材料。

GH4163、GH4080A、GH4090、GH4145、GH4169 合金板、带及制造的零件，需进行固溶 + 时效热处理，其他材料均仅进行固溶热处理。在高温下应用的合金，通过 W、Mo、Nb 元素的固溶强化是保持材料热强性能的主要途径。为抗高温腐蚀，材料中含有一定量的元素 Cr。GH4708 是俄罗斯在 850℃广泛应用的时效型板材合金，目前我国因有需求正在研制，尚未进行应用考核和评审。

7.3.1　高温耐蚀镍基板材合金

GH3652 合金是高 Cr 固溶型镍基抗氧化合金，具有优异的抗腐蚀性能，是目前板材合金使用温度最高的材料，可采用非真空熔炼，也可采用电渣重熔或真空电弧重熔。固溶状态下，奥氏体基体上有 γ′相和少量的 $M_{23}C_6$ 型碳化物。抗氧化性能数据见表 10.2-49。

表 10.2-49　GH3652 合金的抗氧化速率

温度/℃	氧化速率/g·$(m^2·h)^{-1}$				
	20 h	40 h	60 h	80 h	100 h
1 000	0.177 5	0.095 0	0.068 0	0.053 8	0.046 0
1 100	0.349 5	0.213 8	0.156 3	0.126 1	0.112 1
1 200	1.085 0	0.665 0	0.541 7	0.438 8	0.367 0

GH3625 合金是以 Mo、Nb 为主要强化元素的固溶型镍基变形高温合金，从低温至高温 980℃具有良好的拉伸性能和疲劳强度，该材料有优良的抗氧化和耐海水腐蚀、耐各种盐类腐蚀、耐硝酸及磷酸腐蚀、耐盐雾气氛下的应力腐蚀性能，对加热至沸点以下的盐酸和低浓度的硫酸腐蚀也有相当的抗力。该材料采用真空感应炉熔炼 + 电渣重熔或真空电弧重熔的双联冶炼工艺。其抗氧化性能数据见表 10.2-50。

表 10.2-50　GH3625 合金的抗氧化速率

循环氧化规程		空气介质中循环氧化加热 15 min，冷却 5 min 为一个循环							
循环氧化时间/h		100	200	300	400	500	600	700	800
试验温度	980℃	+0.086	+0.065	+0.065	+0.048	+0.021	—	+0.030	−0.081
	1 095℃	−0.182	−1.086	−3.335	−5.399	−6.566	−10.066	—	—

GH3600 合金也是固溶型板材合金，与上述两个合金的不同之处是含有 8% 的 Fe，也具有良好的耐高温腐蚀和抗氧化性能，适宜制作在 1 100℃以下承受低载荷的抗氧化零件。该材料采用电弧炉或非真空熔炼后进行电渣重熔，也可采用真空感应炉熔炼。其抗氧化性能数据见表 10.2-51。

表 10.2-51　GH3600 合金在空气介质中试验 100 h 的抗氧化速率

温度/℃	800	900	1 000
氧化速率/g·$(m^2·h)^{-1}$	0.018 65	0.057 24	0.137 18

高温耐蚀镍基变形合金冷轧板材的拉伸性能见表 10.2-52。

GH3652 合金板材的冲压性能：极限拉伸系数为 1.8 ~ 1.9；极限翻边系数为 1.5 ~ 1.55。可用氩弧焊和接触焊焊接，效果良好。

GH3625 合金轧制加热温度为 1 120 ~ 1 160℃，开轧温度不低于 1 050℃，终轧温度不低于 930℃，薄板冷轧半成品变形量控制在 25% ~ 30% 之间，成品变形量不小于 30%，中间及成品淬火温度为 1 100℃。合金可在保护气氛下用钨极或本合金作添料进行氩弧焊接，也可用钎焊连接或电阻缝焊工艺。

GH3600 合金板坯轧制加热温度为 1 130 ~ 1 170℃，精轧加热温度为 1 090 ~ 1 130℃，成品固溶处理温度为 1 010 ~ 1 050℃。合金可用电弧焊、氩弧焊、电阻焊、钎焊方法连接，大型或复杂的焊接结构件在熔焊后应在 870℃退火 1 h，消除焊接应力。

7.3.2　镍基固溶型板材合金

GH3030 合金是早期发展的 80Ni − 20Cr 固溶强化型高温合金，成分简单，可采用电弧炉或非真空感应炉熔炼后，进行电渣重熔或真空电弧重熔，在 800℃下具有良好的综合性能，至今应用非常广泛。

GH3039 合金在固溶状态的奥氏体基体上有少量的 Ti(C，N)、NbC、$M_{23}C_6$ 碳化物，长期时效期间不析出有害相，组织稳定。可采用电弧炉或非真空感应炉熔炼后，进行电渣重熔或真空电弧重熔。

表 10.2-52　高温耐蚀镍基变形合金冷轧板材的拉伸性能

合金牌号	20℃			400℃			500℃			600℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3652	880	480	35	—	—	—	730	360	35	—	—	—
GH3625	883	392	66	—	—	—	780	319	67	773	302	72
GH3600	718	362	44	698	288	51	718	290	50	650	305	47

合金牌号	650℃			700℃			750℃			800℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3652	—	—	—	480	320	37	—	—	—	—	—	—
GH3625	—	—	—	663	301	94	—	—	—	400	288	99
GH3600	535	292	60	438	268	70	318	222	80	235	168	94

合金牌号	850℃			900℃			950℃			1 000℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3652	—	—		225	170	38	—	—	—	145	—	50
GH3625	—	—	—	223	166	105	162	—	109	117	—	119
GH3600	172	120	98	122	85	106	95	70	107	—	—	—

GH3044合金固溶后在奥氏体基体上有少量的MC和$M_{23}C_6$碳化物，因合金中含有质量分数为15%的W，在700～900℃长期时效过程中，在晶内和晶界会有WCr固溶体析出。可采用电弧炉或非真空感应炉熔炼后，进行电渣重熔或真空电弧重熔。

GH3128合金是以W、Mo固溶强化和以B、Ce、Zr晶界强化的材料，是目前大量应用的板材合金，固溶状态是在奥氏体基体上有少量细小的TiN和M_6C，长期时效过程中有M_6C、μ相、a_w、$M_{23}C_6$相析出。采用非真空或真空感应熔炼+电渣重熔的冶炼工艺。

GH3536合金是用Cr、Mo固溶强化的一种含Fe量较高的镍基合金，是我国新型宇航发动机中应用的重要材料，固溶状态的奥氏体基体上有少量的TiN和M_6C碳化物，在900℃长期时效后主要析出相是$M_{12}C$和M_3B_2，伴有微量的μ相和L相。采用电弧炉熔炼或非真空感应炉熔炼后再进行电渣重熔的熔炼工艺。

GH3170合金是含质量分数为20%Co和20%W的固溶强化型高性能板材合金，并且加入微量La强化晶界，在1 000℃具有较高的强度和蠕变抗力。固溶状态的奥氏体基体上有细小分布的M_6C和ZrN，在1 000℃长期时效后，析出M_6C、$M_{12}C$和μ相，见图10.2-7。该材料采用真空感应熔炼+电渣重熔的冶炼工艺。

1）镍基固溶型板材合金抗氧化性能　镍基固溶型板材合金的抗氧化和抗腐蚀性能均优于铁基板材合金，抗氧化性能数据见表10.2-53。

2）镍基固溶型板材合金的力学性能　合金在不同温度下的拉伸强度、持续1 000 h的持久极限应力、持续100 h的蠕变残余变形量达到0.2%的极限应力值分别列入表10.2-54～表10.2-56中。

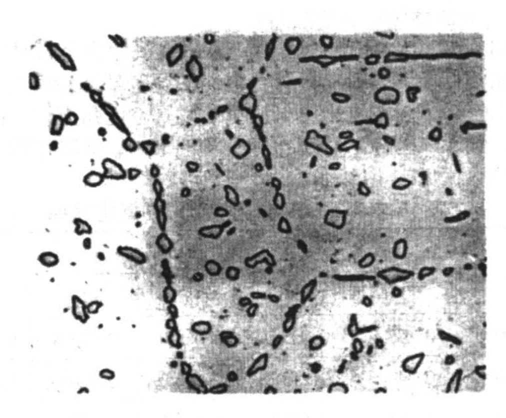


图 10.2-7　GH3170合金中的M_6C和μ相×1 000

表 10.2-53　镍基固溶型变形高温合金的抗氧化性能

测试规范	合金在空气介质中试验100 h后的氧化速率/$g\cdot(m^2\cdot h)^{-1}$				
合金牌号	800℃	900℃	1 000℃	1 100℃	1 200℃
GH3030	—	0.053 5	0.156 0	0.390 5	0.581 0
GH3039	—	0.074 0	0.251 0	0.535 0	1.061 0
GH3044	—	0.097 1	0.205 0	0.432 0	0.788 0
GH3128	—	0.055 0	0.236 0	0.269 0	—
GH3536	0.060 0	0.117 0	0.200 0	0.611 0	—
GH3170	—	—	0.043 2	0.162 0	—



表 10.2-54　镍基固溶型变形高温合金冷轧板的拉伸性能

合金牌号	20℃			400℃			500℃			600℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3030	754	—	41	—	—	—	716	—	40	600	—	40
GH3039	841	436	48	728	—	59	704	—	58	686	371	50
GH3044	882	415	50	760	326	54	672	—	57	613	—	59
GH3128	814	363	62	—	—	—	588	—	65	686	226	64
GH3536	810	388	48	691	—	46	682	—	47	655	270	47
GH3170	898	393	59	—	—	—	753	—	57	753	—	51

合金牌号	700℃			800℃			850℃			900℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3030	369	—	64	210	—	77	—	—	—	111	—	94
GH3039	499	270	49	284	137	76	—	—	—	161	—	68
GH3044	596	301	35	387	290	62	—	—	—	214	166	70
GH3128	539	216	48	412	226	80	—	—	—	251	167	87
GH3536	507	—	50	327	222	88	—	—	—	207	—	87
GH3170	678	—	44	492	—	48	388	244	53	291	213	65

合金牌号	950℃			1 000℃			1 050℃			1 100℃		
	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
GH3030	—	—	—	70	—	50	—	—	—	43	—	71
GH3044	—	—	—	142	64	55	—	—	—	83	—	61
GH3128	194	118	97	114	78	80	—	—	—	88	—	47
GH3536	—	—	—	115	—	62	—	—	—	—	—	—
GH3170	223	152	64	173	109	94	124	93	64	93	56	65

表 10.2-55　镍基固溶型变形高温合金板材在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃	1 000℃	1 050℃
	σ/MPa								
GH3030	—	68	—	—	—	10	—	—	—
GH3039	—	135	—	42	—	16	—	—	—
GH3128	—	193	—	89	58	38	24	16	11
GH3536	225	150	100	60	36	21	—	—	—
GH3170	—	—	—	134	—	64	38	19	—

表 10.2-56　镍基固溶型变形高温合金板材在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	$\varepsilon_p=0.2\%$ ，σ/MPa								
GH3030	—	—	—	39	—	10	—	—	—
GH3039	—	—	—	67	—	21	—	—	—
GH3044	—	—	—	83	—	27	—	5	—
GH3536	—	—	—	—	—	45	—	19	—
GH3170	—	—	—	—	—	—	—	29	27

3）镍基固溶型板材合金的轧制、成形性能　GH3030 合金板材热轧温度为 1 160 ~ 1 180℃，冷轧压下率为 30%左右。

GH3039 合金板材荒轧温度为 1 100 ~ 1 140℃，精轧温度为 1 050 ~ 1 100℃，终轧温度不低于 850℃，热轧终轧道次变形量应不低于 13%，薄板冷轧变形量为 30% ~ 55%。

GH3044 合金板坯轧制加热温度为 1 190℃，薄板热轧加热温度为 1 130℃，终轧温度不低于 800℃，薄板冷轧总压下率在 30%左右。

GH3128 合金板坯轧制加热温度为 1 170℃，终轧温度大于 900℃，薄板热轧加热温度为 1 140 ~ 1 180℃，终轧温度大于 800℃，冷轧总压下率为 30% ~ 35%。

GH3536 合金板坯热轧加热温度为 1 150℃，终轧温度不低于 850℃。

GH3170 合金板坯轧制加热温度为 1 130℃，薄板热粗轧加热温度为 1 150℃，热精轧加热温度为 1 120℃；薄板冷轧总压下量为 25% ~ 30%，中间热处理温度为 1 170℃。

上述材料的成形性能数据见表 10.2-57 和表 10.2-58。

4）镍基固溶型板材合金的焊接性能　GH3030 合金可进行氩弧焊、点焊、缝焊和钎焊，该材料可与 1Cr18Ni9Ti、GH1140、GH3039、GH3044、GH3128 合金组合焊接。

GH3039 合金可用氩弧焊、点焊、缝焊方法焊接，氩弧焊裂纹倾向性小。

GH3044 合金可进行氩弧焊、点焊、缝焊和钎焊，氩弧



表 10.2-57 镍基固溶板材合金的弯曲性能
（当钳口半径 5 倍于板材厚度时，1.5 mm 厚供应状态薄板，反复弯曲至断裂的次数）

合金牌号	GH3030	GH3039	GH3044	GH3128	GH3536	GH3170
弯曲次数	27	20～29	21～28	24	11～20	20～22

表 10.2-58 镍基供应状态板材深冲、翻边、压窝时的极限系数

成形方法	深冲	翻边	压窝（平头）	压窝（球头）
合金牌号	极限系数 K			
GH3030	2.07	1.72	0.3	0.45
GH3039	2.10～2.14	1.85～2.00	0.30～0.33	0.45～0.53
GH3044	2.06	—	—	—
GH3128	2.00	—	—	—
GH3170	2.00	—	—	—

焊时流动性较差，但裂纹倾向性较小，该材料可与 1Cr18Ni9Ti、GH3030、GH3039、GH1140 合金组合焊接。

GH3128 合金可进行氩弧焊、点焊、缝焊工艺焊接，可与 1Cr18Ni9Ti、GH3044、GH3039、GH3030、GH1140 合金焊接组合。

GH3536 合金焊接性能良好，可采用氩弧焊、点焊、缝焊工艺焊接，氩弧焊时建议应用 HGH3536 或 HGH3113 合金焊丝。

GH3170 合金可焊性能良好，可采用点焊、缝焊、氩弧焊工艺连接。

7.3.3 镍基固溶 + 时效硬化型板材合金

镍基固溶 + 时效型板、带类合金有 GH4099、GH4163、GH4080A、GH4090、GH4145、GH4169。其中应用较多的是 GH4163 合金和 GH4169 合金。

GH4163 合金是含 20% Co，通过 Al、Ti 形成 γ' 相沉淀硬化的时效板材变形高温材料，经 800℃时效处理后析出 γ' 相和 $M_{23}C_6$ 碳化物，在 800℃长期时效过程中会发生 γ' 相向 η 相的转变。

GH4169 合金板材是通过 5.0% Nb 形成 γ'' 相的沉淀硬化产生满足应用需求强度的时效板材变形材料，在 650℃长期时效过程中，会发生 γ'' 相向 δ 相的转变。

两合金均采用真空感应炉熔炼 + 电渣或真空电弧重熔的冶炼工艺。

GH4099 合金是一种高合金化的板材合金，该材料供应状态是固溶热处理状态，但零件可以进行 900℃时效热处理的应用，所以归属于固溶型板材范畴。采用真空感应熔炼 + 电渣重熔的双联冶炼工艺。

GH4169 合金的抗氧化性能优于 GH4163 合金，GH4099 合金的抗氧化性能最佳，见表 10.2-59。

表 10.2-59 镍基时效板材合金的抗氧化性能

试验规范	在空气介质中试验 100 h 后的氧化速率/g·(m²·h)⁻¹					
合金牌号	600℃	700℃	800℃	900℃	1 000℃	1 100℃
GH4099			0.017 0	0.084 0	0.212 0	0.481 0
GH4163	—	—	0.080 0	0.490 0		
GH4169	0.017 6	0.027 7	0.035 1	0.096 1		

GH4163 合金冷轧板材的力学性能见表 10.2-60～表 10.2-61。

表 10.2-60 GH4163 合金冷轧板的拉伸性能

20℃			700℃			780℃			850℃			900℃		
σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%	MPa		%
1 049	608	40	814	451	41	618	441	39	412	353	56	206	186	88

表 10.2-61 GH4163 合金冷轧板材在不同温度下的持久强度

温度/℃	时间/h	10	100	500	1 000	2 000	5 000
700	σ/MPa	510	420	360	340	320	285
800		310	210	155	135	120	105
900		90	59	43	38	—	—

GH4169 合金不同规格的板材和带材的拉伸性能见表 10.2-62～表 10.2-63。

表 10.2-62 GH4169 合金不同规格板材的硬度和拉伸性能

规格厚度/mm	状态	20℃				650℃		
		σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5	HRB	σ_b	$\sigma_{0.2}$	δ_5
		MPa		%		MPa		%
10.0	退火	745	350	74	90	—	—	—
	固溶	790	370	18	7	—	—	—
	固溶 + 时效	1 290	1 110	26	40	1 010	850	40
7.0	退火	845	367	67	88	—	—	—
	固溶	827	367	31	11	—	—	—
	固溶 + 时效	1 365	1 155	32	43	1 055	900	28
6.0	退火	855	445	62	—	—	—	—
	固溶	860	437	57	90	—	—	—
	固溶 + 时效	1 365	1 170	29	41	1 095	940	21
4.5	退火	845	435	60	88	—	—	—
	固溶	855	470	58	91	—	—	—
	固溶 + 时效	1 350	1 200	30	42	1 150	995	16
4.0	固溶	997	430	55	95	—	—	—
	固溶 + 时效	1 420	1 250	22	46	1 185	1 060	16
3.5	退火	842	472	55	94	—	—	—
	固溶	835	457	56	94	—	—	—
	固溶 + 时效	1 370	1 245	40	40	1 140	1 050	12
2.5	退火	875	480	57	96	—	—	—
	固溶	890	490	54	101	—	—	—
	固溶 + 时效	1 395	1 200	24	46	1 105	1 040	13
2.0	退火	832	432	56	88	—	—	—
	固溶	850	432	59	91	—	—	—
	固溶 + 时效	1 345	1 195	26	49	1 135	1 025	13
1.5	退火	850	395	57	88	—	—	—
	固溶	862	475	58	79	—	—	—
	固溶 + 时效	1 385	1 155	30	47	1 200	1 010	17



续表 10.2-62

规格厚度/mm	状态	20℃ σ_b MPa	20℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	20℃ δ_5 %	20℃ HRB	650℃ σ_b MPa	650℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	650℃ δ_5 %
1.0	退火	860	397	60	89	—	—	—
	固溶	875	520	57	89	—	—	—
	固溶+时效	1 360	1 160	32	44	1 200	947	22
0.8	固溶	862	402	59	87	—	—	—
	固溶+时效	1 435	1 280	28	47	1 165	1 015	17
0.5	退火	852	385	62	94	—	—	—
	固溶	867	392	53	92	—	—	—
	固溶+时效	1 120	1 040	19	—	—	—	—

表 10.2-63　GH4169 合金不同规格带材的拉伸性能

规格/mm	20℃（退火状态）		350℃（固溶+时效状态）		
	σ_b/MPa	HV	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%
0.30×70	777	146	1 128	890	23
0.40×70	779	178	1176	897	27
0.35×45	757	171	1 127	840	31
0.30×45	763	171	1 071	826	23

注：带材退火　1 090℃，连续炉中退火，随后在真空热处理炉中进行热处理：1 080℃×10 min，炉冷+720℃×8 h，炉冷。

因冶金厂不具备将 1 m×2 m 的板材进行固溶+时效热处理的条件，所以 GH4099 合金板材的交货状态是固溶处理状态，用户应用时进行时效热处理。现将经过固溶处理后的板材的力学性能数据列入表 10.2-64～表 10.2-66 中。

表 10.2-64　GH4099 合金板材（固溶处理）不同温度的拉伸性能

合金牌号	20℃ σ_b MPa	20℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	20℃ δ_5 %	400℃ σ_b MPa	400℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	400℃ δ_5 %	500℃ σ_b MPa	500℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	500℃ δ_5 %	600℃ σ_b MPa	600℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	600℃ δ_5 %
GH4099	1 042	632	49	965	531	52	931	510	52	943	517	48

合金牌号	700℃ σ_b MPa	700℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	700℃ δ_5 %	800℃ σ_b MPa	800℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	800℃ δ_5 %	850℃ σ_b MPa	850℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	850℃ δ_5 %	900℃ σ_b MPa	900℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	900℃ δ_5 %
GH4099	835	622	16	674	600	11	607	521	21	475	419	30

合金牌号	950℃ σ_b MPa	950℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	950℃ δ_5 %	1 000℃ σ_b MPa	1 000℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	1 000℃ δ_5 %	1 050℃ σ_b MPa	1 050℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	1 050℃ δ_5 %	1 100℃ σ_b MPa	1 100℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	1 100℃ δ_5 %
GH4099	259	221	65	125	—	77	—	—	—	—	—	—

表 10.2-65　GH4099 合金板材（固溶处理）在不同温度下的 1 000 h 持久极限

合金牌号	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃	1 000℃	1 050℃
	σ/MPa								
GH4099	—	378	270	165	100	49	23	10	—

表 10.2-66　GH4099 合金板材（固溶处理）在不同温度下的 100 h 蠕变强度极限

合金牌号	550℃	600℃	650℃	700℃	750℃	800℃	850℃	900℃	950℃
	ε_p=0.2%，σ/MPa								
GH4099	—	—	—	—	—	178	—	51	25

GH4163 合金板坯及热轧板轧制时的加热温度为1 130℃，冷轧薄板的总压下量大于 20%，中间淬火温度为 1 080℃。板材供应状态的极限深冲系数为 2.05。固溶热处理后可采用点焊、缝焊和氩弧焊方法焊接，焊后进行时效热处理，经过时效热处理后一般不再进行焊接。

GH4169 合金轧制和成形性能良好，1.5 mm 厚的板材，经过 950℃固溶热处理后，杯突深度为 11.5 mm，反复弯曲至断裂的次数是 17 次，极限深冲系数为 1.96。该材料在固溶热处理后的焊接性能良好，可采用氩弧焊、电子束焊、缝焊、点焊工艺连接组合。

GH4099 合金板坯热轧加热温度为 1 110～1 150℃，终轧温度不低于 850℃；板材荒轧的加热温度为 1 130～1 150℃，精轧加热温度为 1 110～1 130℃。板材的深冲和翻边的极限系数分别是 2.08 和 1.64。

GH4099 合金可以采用手工氩弧焊、自动钨极氩弧焊、缝焊和点焊方法连接，可与 GH3030、GH3044、GH3128 合金进行氩弧焊和缝焊。

7.4　钴基固溶型板、带材变形高温合金

两钴基合金以 W 的固溶与形成碳化物两途径保持材料的高温强度。板材和零件仅进行固溶热处理。

GH5188 合金采用真空感应炉冶炼+电渣重熔的双联冶炼工艺，GH5605 合金可采用电弧炉或非真空感应炉冶炼后再进行电渣重熔，也可采用真空感应炉冶炼+电渣重熔的冶炼工艺。

钴基板材合金的性能见表 10.2-67～表 10.2-69。

表 10.2-67　板、带类钴基变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	C	Cr	Co	Ni	Fe	Al	Ti	Nb	W	Mo	V	B	Mg	Zr	Ce	La
GH5188	0.10	22	余	22	—	—	—	—	15	—	—	0.010	—	—	—	0.1
GH5605	0.10	20	余	10	—	—	—	—	15	—	—	—	—	—	—	—

表 10.2-68　GH5188 合金的抗氧化性能

试验温度/℃	900	1 000	1 100
在空气介质中试验 100 h 后的氧化速率 /g·(m²·h)⁻¹	0.021～0.034	0.081～0.098	0.125～0.128

表 10.2-69　钴基固溶型冷轧薄板的拉伸性能

合金牌号	20℃ σ_b MPa	20℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	20℃ δ_5 %	500℃ σ_b MPa	500℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	500℃ δ_5 %	600℃ σ_b MPa	600℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	600℃ δ_5 %	700℃ σ_b MPa	700℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	700℃ δ_5 %
GH5188	979	450	61	832	301	60	814	296	47	761	289	47
GH5605	1 004	463	64	726	258	69	618	247	50	425	242	14

合金牌号	800℃ σ_b MPa	800℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	800℃ δ_5 %	900℃ σ_b MPa	900℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	900℃ δ_5 %	950℃ σ_b MPa	950℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	950℃ δ_5 %	1 000℃ σ_b MPa	1 000℃ $\sigma_{0.2}$ MPa	1 000℃ δ_5 %
GH5188	460	273	85	282	240	96	207	—	73	163	131	69
GH5605	309	232	14	209	—	16	—	—	—	139	—	20



GH5188 合金可采用氩弧焊工艺焊接；GH5605 合金可用熔焊、电阻焊、钎焊方法焊接。

8　管材用变形高温合金

管材是宇航、核能、石油和民用工业领域中的重要用材，美国某航天飞机发动机中应用 IN718（国内牌号：GH4169）合金制造的零件号有 1 500 个，其中相当数量的零件是用管材制造的。管材虽是制造静止零件，但实际上要满足高温、低温、高压、抗氧化、耐腐蚀等各种苛刻工况条件的要求，我国当前在变形高温合金管材的研制、生产、检验和应用等方面已有一定的进展，但与国外相比，尚有相当的差距，尤其是随着宇航和核能、石油工业的发展，在对管材的性能、质量要求提高的同时，降低生产成本的呼声也日益升高，所以材料部门对此要充分重视。

管材用变形高温合金不是新材料，就是板、带类和棒材变形高温合金中的部分牌号。提高管材质量的关键是改进和提高管材的生产工艺水平，同时因管材的规格（管径、壁厚、长度）多，例如某型号用 GH1131 合金的管材直径范围是 ϕ35 ~ 65 mm，管壁厚度范围是 3 ~ 4.5 mm，但规格就分为 7 种，各种规格的用量又较少，所以对企业的生产安排和经济效益均有影响，这也是阻碍我国变形高温合金管材发展的重要因素之一。

管材用变形高温合金的牌号有：GH1131、GH1140、GH3030、GH3039、GH3128、GH3536、GH3625、GH4169、GH4145、GH4163、GH4738、GH4202。

GH1131 合金管是航天火箭发动机中的重要用材，随着型号性能的提高，近期已发展到应用 GH4202 合金管。随着航空发动机性能的提高，从大量应用 GH3030 合金管材向应用 GH3536、GH4169 合金管材转化。

管材直径不一，细直径的要达到毛细管水平。

管材的形状也由单一的直管向弯管、变截面管、锥形管等异形管方向转化。

管材的内、外表面质量的控制和检验是管材质量评定的技术关键，管材的无损探伤是重要的检验手段。曾发生过因未检验出非金属夹杂，在应用中夹杂脱落，燃油泄漏引发大火，导致严重故障。

GH4202、GH4169 合金棒材挤压穿管工艺未解决，所以采用棒材中心掏孔后轧制、冷拔成无缝管，材料利用率大大降低，生产成本也急剧上升。

GH3536 合金板材焊接成管形后通过冷拔至成品的冷拔焊管已经过研制和应用，但要进入批量生产，尚需对生产工艺继续改进和完善。

GH4169 合金旋压超薄壁管在“七五”期间已经研制成功，但因成材率低和生产工序复杂、成本高，难以投入批产规模，近期研究成功滚弯焊接坯强力旋压技术制造成 GH4169 合金特薄壁管，并顺利地成形波纹管，该工艺较适合生产管径较大，批量较小的应用所需，而且有效提高效率和降低成本。

用 1.5 mm 厚的 GH4169 合金板材滚弯后，采用氩弧焊、电子束焊成管坯，旋压后发现氩弧焊焊缝旋压第三旋时易产生裂纹，电子束焊焊缝可承受三道次旋压约 87% 的旋压变形量，不产生裂纹，说明电子束焊接更适合旋压制坯的滚弯焊接成形。

旋压变形破碎了焊缝处的铸态组织，经过固溶热处理后形成了等轴晶组织。经测试，旋压薄壁管的强度和塑性满足设计要求。

GH3536 合金的冷拔焊管技术、GH4169 合金滚弯焊接坯强力旋压超薄壁管技术，均说明管材生产技术的研究是发展我国变形高温合金管材生产的重要途径。

根据应用的要求，不同牌号合金的管材均有相应的技术标准，对拉伸强度和延伸率有技术指标，例如 GH1131 合金管材拉伸性能技术指标见表 10.2-70。

表 10.2-70　GH1131 合金管材拉伸性能技术指标

温度/℃	状态	σ_b/MPa	δ_5/%
20	(1 160 ± 20)℃，空冷	≥735	≥32
900		≥186	≥35
1 000		≥105	≥45

9　变形高温合金丝材

变形高温合金丝材直径在 ϕ8 mm 以下，最细的直径可达 0.5 mm，通常称 ϕ8 mm 的丝为盘条，成盘状交货，此盘条也是冷拔成直径细于 ϕ8 mm 的丝材所用的坯料。

高温合金丝材可分为供焊接用的焊丝和制造弹性元件用丝。

制造弹性元件用丝除满足上述要求外，需在冷拔工序中注意控制最后一次退火处理后的冷拔变形量，保证弹性满足应用要求。

根据用户需求，也可生产直条状丝材。

制造弹性元件中，应用 GH2132 和 GH4169 合金丝材较多，必须经过固溶热处理后才能按照设计要求弯成弹簧。

变形高温合金焊丝的合金牌号前均加上“H”，例如“HGH4169”。

变形高温合金丝材的化学成分见表 10.2-71。

表 10.2-71　焊丝用变形高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金牌号	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Fe	B	Mn	Si	其他
HGH1035	0.09	22	38	3.0	—	≤0.5	0.95	余量	—	≤0.7	≤0.8	Ce≤0.05
HGH2036	0.37	13	8	—	1.3	—	≤0.12	余量	—	8.50	0.55	Nb0.35，V1.4
HGH2038	≤0.1	12	20	—	—	≤0.5	2.55	余量	≤0.008	≤1.0	≤1.0	—
HGH1040	≤0.1	16	26	—	6.5	—	—	余量	—	1.50	0.75	N 0.15
HGH2042	≤0.05	12	36	—	—	1.10	2.95	余量	—	1.05	≤0.6	—
HGH1068	≤0.1	15	22	7.5	2.5	—	—	余量	—	5.50	≤0.2	Ce≤0.02
HGH1131	≤0.1	21	27	5.4	3.1	—	—	余量	0.005	≤1.2	≤0.8	Nb1.0，N0.22
HGH2132	≤0.08	15	26	—	1.3	≤0.35	2.05	余量	0.005	1.50	0.70	V 0.3
HGH2135	≤0.06	15	35	2.0	2.0	2.60	2.30	余量	≤0.015	0.40	0.50	Ce≤0.03

编写：庄景云（钢铁研究总院）



第 3 章　铸造高温合金

1　概述

铸造高温合金（cast superalloys）是由母合金重熔后直接浇注成零件的高温合金，是在 600℃以上高温及氧化、腐蚀环境中长期稳定工作的金属结构材料，广泛应用于航空、航天、舰船、能源、交通运输和化工等工业部门，制作各种复杂零件。在航空最重要的用途是制造航空燃气涡轮发动机的涡轮叶片、导向叶片、整铸机匣、尾喷管调节片以及用作增压器涡轮或叶片等。

按合金基体元素分类，主要有铁基（铁-镍基）、镍基、钴基铸造高温合金，此外，还有铬基铸造高温合金。铁－镍基合金主要用于 650℃以下工作的部件，例如增压器涡轮、整铸机匣；钴基合金主要用于燃气涡轮的导向叶片和其他高温静部件；镍基合金是目前航空发动机用牌号最多、用量最大的铸造高温合金，广泛用于涡轮叶片、导向叶片和整体涡轮等部件。按铸造工艺分类有普通铸造（等轴晶）合金、定向凝固（柱状晶）合金和定向凝固单晶合金。此外，在铸造高温合金发展过程中，出现了许多具有特色的合金系列，这包括低碳高硼合金（BC 合金）、含铪合金、低偏析合金、耐热腐蚀合金，以及正在发展中的定向凝固共晶合金。

在国外，铸造高温合金的发展始于 20 世纪 40 年代。由于当时的锻造业过载和变形高温合金可锻性限制，首次研制的是钴基铸造合金。铸造的 Vitallium 钴基合金增压涡轮叶片于 1942 年在 Austenal 公司制成，从而促成精密铸造部件于 1945 年用于美国第一台燃气涡轮发动机。后来，由于钴的供应短缺，促使研究镍基合金。铸造镍基合金的开发超过钴基合金是在 20 世纪 50 年代后期，这主要是由于发现稳定的、共格的金属间化合物 γ'相强化镍基合金显示出优异的强度。工业用真空感应冶炼和真空精密铸造两种新技术出现，提供进一步开发镍基铸造合金的可能。许多高性能镍基铸造合金在 20 世纪 60、70 年代相继出现。当时促使铸造合金发展的因素是：精密铸造工艺比精密锻造工艺更经济；高强变形合金难以锻造成形，更难以制成复杂型腔的空心冷却叶片，而铸造高温合金能实现设计要求，在获得高温强度的同时，把复杂形状的部件直接铸造成形。

随着铸造高温合金及其凝固技术的发展，依靠合金化提高合金的性能已经受到限制，于是出现定向凝固工艺，消除垂直于应力轴的横向晶界以发掘合金的潜力。随后，逻辑性的发展是全部取消晶界，即单晶工艺的出现。两种新工艺促使出现两种新型合金：定向凝固（柱状晶）高温合金和单晶高温合金。图 10.3-1 示出自 1950 年以来，国内外发展的各类典型铸造高温合金在 140 MPa/100 h 条件下的承温能力的演变趋势，从早期的 750℃提高到 1 200℃左右。图 10.3-2 示出镍基铸造合金等轴晶、定向凝固柱状晶和单晶涡轮叶片。

自 20 世纪 70 年代以来，铸造高温合金就占据了航空发动机中工作温度最高、应力最复杂的位置，成为制作涡轮叶片和导向叶片的材料。导向叶片比涡轮叶片的工作温度更高，但是，由于是非转动件，不受离心力作用，主要受气流冲击力对它产生的弯曲作用和叶片温度场不均匀产生的热应力作用，此外，导向叶片受交变负荷的作用比涡轮叶片要小，因此，对导向叶片材料的主要要求是具有足够高的高温持久和蠕变强度、优良的高温塑性，高的抗氧化和耐燃气腐蚀性，足够的热疲劳性能。涡轮叶片的工况最复杂、苛刻，受到各种各样的对其寿命有害的负荷作用，包括气动负荷、

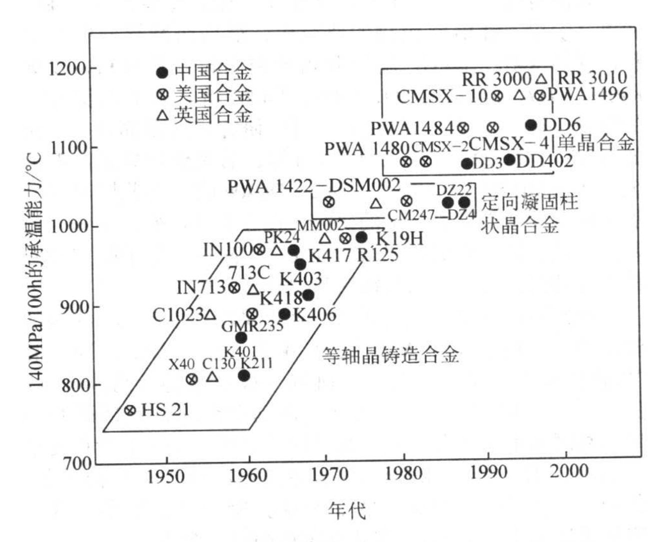
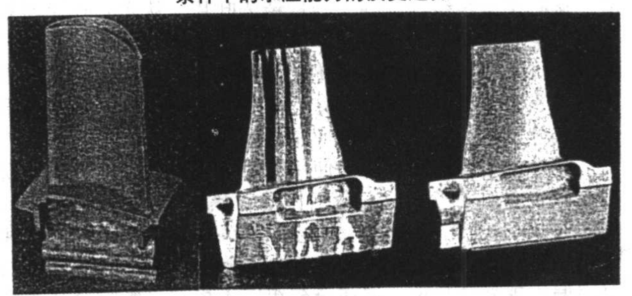


图 10.3-1　国内外发展的典型铸造高温合金在 140 MPa/100 h 条件下的承温能力的演变趋势



(a) 等轴晶涡轮叶片　(b) 柱状晶涡轮叶片　(c) 单晶涡轮叶片

图 10.3-2　镍基铸造合金等轴晶、定向凝固柱状晶和单晶涡轮叶片

离心负荷和振动负荷，同时还受到高温燃气的腐蚀和热冲击等，对涡轮叶片材料的主要要求是在高温下工作时具有高的热强性（包括高温瞬时强度、持久和蠕变强度）和良好的综合性能（包括高周疲劳强度，低周疲劳强度，热疲劳性能，中、高温塑性，冲击韧性和无缺口敏感性等），具有尽可能高的高温抗氧化和耐燃气腐蚀能力。涡轮叶片材料在蠕变条件下的典型破坏特征是：由于晶界上的位错和空位的聚集造成的应力集中和裂纹萌生，最终导致沿晶界断裂。涡轮叶片的另一种破坏形式是疲劳断裂，这是由于重复加载造成的，通常是晶内断裂。新一代燃气涡轮发动机，当涡轮前燃气温度高于 1 600 K 时，要求涡轮叶片，尤其是一级涡轮叶片材料应具有高的热疲劳性能，因为现代发动机的特点是在起降时燃气温度变化强度大，使复杂形状叶片的厚、薄断面之间产生很大的热应力，它与气流作用力和离心力产生的应力综合起作用。热应力造成的断裂经常出现在晶界附近，具有多源裂纹特征。

作为航空发动机关键部件用材，铸造高温合金及其铸件的质量控制非常重要，要求母合金锭材料优质、净化，严格控制合金中的杂质和气体含量。通过铸件的凝固过程控制，保证铸件显微组织的一致性和性能的稳定性；随着合金化程度提高，新型合金的出现，铸造高温合金的热处理对实现显微组织的最佳化和性能分散度的最小化起着重要作用；在铸造高温合金发展过程中，为消除铸件的固有缺陷：疏松、夹

杂和晶粒不均匀，新的冶炼、铸造和其他相关工艺不断出现，例如为提高合金洁净度的陶瓷过滤技术；为消除疏松和改善均匀性的热等静压技术，为获得细小、均匀等轴晶和胞状晶组织的细晶铸造工艺。

我国铸造高温合金的发展从仿制开始，逐步发展到独创和提高阶段。在航空用材的研究中，最初研制导向叶片材料，例如 K401，K403；随后开始研制涡轮叶片材料，例如 K405，K417，K418，K409，K419，K4002 等；随着凝固技术的发展，在 20 世纪 60 年代末，开始研究定向凝固合金，例如 DZ404，DZ422，DZ417，DZ4125 等，后来研制单晶高温合金，例如 DD403，DD408，DD402，DD406 等。与此同时还开展定向凝固共晶高温合金的研究。迄今为止已研制了铁－镍基、镍基、钴基铸造高温合金近 60 个牌号，用于航空和其他工业部门，形成我国的铸造高温合金系列。

我国铸造高温合金发展的一个重要特色是：结合我国的资源进行研制，如在 20 世纪 60 年代，在“以铁代镍”和“以铸代锻”的指导思想下，研制一批铁基铸造高温合金，例如 K211，K213，K214；在研制镍基合金时，包括研制的定向凝固和单晶高温合金，都尽量不含或少含稀缺贵重元素（例如钴、铪、钽、铼等）。为满足试制国外发动机的需要，仿制一些钴基高温合金，例如 K640，K644 等，也研制成功铬基铸造高温合金 K825 和高铬铸造高温合金 K4648。

在开发铸造高温合金的同时，精密铸造工艺得到迅速发展。从有余量精铸叶片到无余量精铸叶片，从实心叶片到复杂型腔空心冷却叶片，近几年来，为满足新型发动机的设计要求，研究大型复杂结构铸件用铸造合金及其细晶铸造工艺。进入 20 世纪 90 年代以来，计算机模拟技术在铸造高温合金成分设计和工艺过程的应用得到快速发展。

此外，随着地面和海上使用的燃气轮机的发展，一类新型在劣质燃油环境下长寿命工作的耐热腐蚀高温合金出现，例如 K438，K4537 普通铸造合金、DZ438G 定向凝固合金和 DD408 单晶高温合金。高温合金的合金化不断提高，合金的凝固偏析越来越严重，造成合金组织不稳定，影响合金的力学性能和使用性能，为此，研究低偏析技术，形成新型低偏析铸造高温合金。

综上所述，铸造高温合金由于不受锻造成形的限制，可实现高合金化，以获得高的承温能力；精密铸造的型芯和壳型工艺的发展使得制作复杂型腔的空心冷却叶片成为可能，从而大幅度提高了铸造高温合金的使用温度；定向凝固、单晶和细晶工艺的发展使铸造高温合金的性能（热强性能、疲劳性能和塑性等）不断提高；控制凝固技术的数值模拟使高温合金铸件的铸造工艺更加合理，组织更加理想；铸造高温合金通过精密铸造工艺可制成高尺寸精度和低表面粗糙度的复杂形状薄壁铸件，并具有很高的经济性；这一切将促使铸造高温合金的应用不断扩大，高温合金大型结构铸件的出现和扩大应用就是例证。

选用铸造高温合金主要按以下原则：

1）材料的适用性　铸件的工作温度和温度变化的频率、承受的负荷性能和工作环境，对工作寿命的要求；

2）材料的工艺性　铸件的成形性、可焊性和冷加工性等；

3）经济性　在满足设计要求和保证可靠性与耐久性的前提下，尽可能降低成本；

4）成熟性　优先选用定型的成熟材料和制备工艺。

2　铁基（铁-镍基）普通铸造高温合金

铁基铸造高温合金（iron－base cast superalloys）的成分特点是以铁为主，含有大量镍、铬和其他元素，又可称为铁-镍基合金。在国外，铁-镍基高温合金通常是变形合金，很少用作铸造合金。在 20 世纪 60 年代，为了适应我国资源，在“以铁代镍”和“以铸代锻”的指导思想下，我国研制多种铁-镍基铸造高温合金，典型代表是 K213 合金和 K214 合金。这类合金的成分特点是不含钴，节约镍、铬。后来，为了满足新型发动机的需要，出现仿制合金 K4169 合金。

这一类合金以适量的镍、铬与铁组成奥氏体基体，为保证合金基体的抗氧化和耐腐蚀性，通常含有质量分数为 10%～23% 铬；为获得稳定的奥氏体基体，加入一定量的镍，其范围约为质量分数 25%～55%；单独或组合加入钨、钼、铌以固溶强化基体；加入钛、铝形成 γ' 相或加入铌形成 γ'' 相以沉淀强化基体；加入碳、硼、铈以强化晶界。以 γ' 相强化的铁基铸造合金的 γ' 相数量在 20% 以内，其组成、数量、尺寸、形状、分布和错配度对合金性能有明显影响。铁-镍基铸造高温合金的 γ' 相和硼化物相分别示于图 10.3-3 和图 10.3-4。

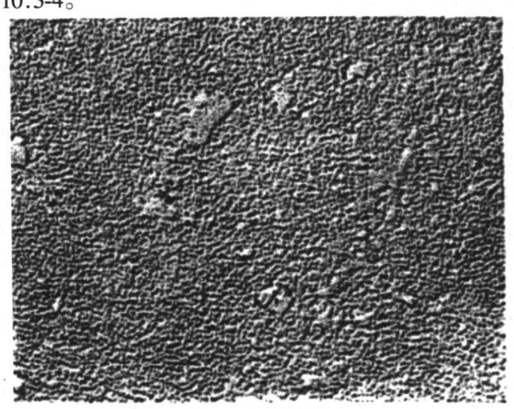


图 10.3-3　铁-镍基铸造高温合金的 γ' 相 ×7 000

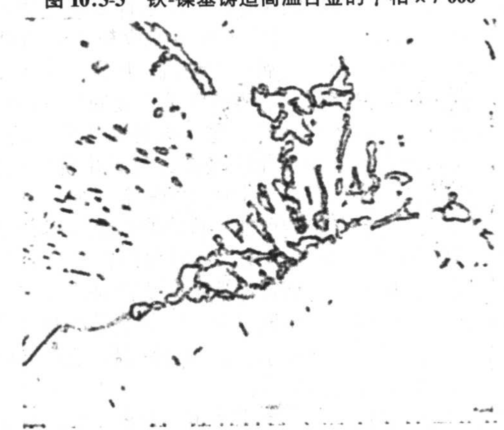


图 10.3-4　铁-镍基铸造高温合金的硼化物相 ×1 000

这类合金适合在 650℃ 以下长期工作，具有较高的强度、塑性，良好的工艺和焊接性能，可制作燃气轮机的动、静结构部件。表 10.3-1 列出典型铁-镍基铸造高温合金的成分和使用温度。K213 合金和 K4169 合金技术标准规定的力学性能见表 10.3-2 。

表 10.3-1　典型铁-镍基铸造高温合金的成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%										使用温度/℃
	C	Cr	Ni	W	Mo	Al	Ti	Fe	B	其他	
K211	0.15	20.0	46.0	8.0	—	—	—	余	0.02	—	800（导）
K213	<0.1	15.0	37.0	6.0	—	1.8	3.5	余	0.08	—	750（涡）
K214	<0.1	12.0	43.0	7.5	—	2.1	4.6	余	0.10	—	900（导）
K2136	≤0.06	14.5	26.5	—	1.4	≤0.35	2.8	余	0.015	0.06 V	650（盘）
K4169	0.05	19.0	53.0	—	3.0	0.5	0.9	余	0.006	5.0Nb，0.05Zr	650（机匣）

注：表中使用温度后的括号内“涡”、“导”、“盘”分别表示该合金制作涡轮叶片、导向叶片和涡轮盘的使用温度。



表 10.3-2　K213 合金和 K4169 合金技术标准规定的力学性能

合金	拉伸性能，不低于					持久性能			
	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%
K4169	室温	825	640	5.0	8.0	650	620	≥23	≥3
K213	700	628	—	6.0	10.0	700	495	≥40	—
	750	590	—	4.0	8.0	750	373	≥80	—

K213 合金是以 γ' 相强化的铁 - 镍基铸造高温合金，同时以一定量的钨进行固溶强化，加入微量硼以强化晶界。合金在热处理状态下由基体、γ'、MC、M_3B_2（Ⅰ）、M_3B_2（Ⅱ）、MN、η、Y 相组成。γ' 相数量约为 9.6%；MC 相是一次相，数量约为 0.5%；M_3B_2（Ⅰ）也是一次相，M_3B_2（Ⅱ）相是热处理过程中析出的相；η 相是合金凝固时液析产物，通常以共晶形式存在，在热处理时，较多溶解；MN 和 Y 相属于夹杂，不受热处理影响，数量极少。K213 合金不同温度的拉伸性能和持久强度极限见表 10.3-3 和表 10.3-4。

表 10.3-3　K213 合金的不同温度拉伸性能

θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
20	745	990	4.0	5.0
500	—	820	19.0	26.0
600	575	765	18.0	24.5
700	645	755	12.0	23.0
750	635	725	8.5	15.5
800	—	635	6.0	9.5
850	—	590	10.0	26.0

表 10.3-4　K213 合金的不同温度持久强度极限

θ/℃	σ_{100}/MPa	$\sigma_{1\,000}$/MPa	$\sigma_{10\,000}$/MPa
600	745	696	637
650	735	588	382①
700	510	432	353①
750	451	343	255①
800	333	235	—
850	216	—	—

①　为外推数据。

合金铸件的热处理制度为 1 100℃ × 4 h，空冷；采用真空感应炉熔炼母合金，经真空或非真空感应炉重熔浇注，用熔模精密铸造工艺铸造零件。合金用于 650℃以下长期使用的径流式增压涡轮、轴流式增压涡轮叶片、烟气轮机和燃气轮机的涡轮叶片和导向叶片。

K4169 合金相当于美国 Inconel 718C 合金，是以体心四方的 γ'' 相为主要强化相、面心立方的 γ' 相为辅助强化相的沉淀强化型铁-镍基铸造高温合金。合金的铸态组织是：在 γ 基体中有 MC、Laves、δ、γ''、γ' 相。其中 Laves 相是凝固过程中在枝晶间析出的偏析相，其组成、形态、尺寸和数量受铸造工艺的控制，在随后的热处理过程中溶解后再析出细小、弥散的 γ'' 相以强化合金；δ 相是凝固后冷却过程中从 Laves 相上长出的针状相；γ'' 相是合金的主要强化相，为体心四方结构，有序排列。γ'' 相的强化特点是能获得很高的屈服强度，这是因为 γ—γ'' 之间点阵错配度较大，共格应力强化作用显著，同时，γ'' 与 γ' 的有序方式不同，这也影响其强化效应。但是，γ'' 相是亚稳相，在高温长期作用下易聚集长大，并发生 $\gamma'' \to \delta - Ni_3Nb$ 的转变，因此，合金使用温度不能超过 650 ~ 700℃；γ'' 析出温度范围约为 760 ~ 927℃，时效析出速度较慢，有助于减少焊缝热影响区产生时效裂纹倾向，因此，γ'' 相强化的合金具有良好的焊接性能。合金中的 γ' 相数量很少，呈球状分布在 γ'' 相间。合金在很宽的温度范围（-253 ~ 700℃）内，具有较高的强度、塑性，优良的耐腐蚀性、耐辐照性，以及良好的焊接性能，用于航空、航天发动机的叶片、机匣及其他结构件。K4169 合金在不同温度的典型拉伸性能和持久性能分别见表 10.3-5 和表 10.3-6。

表 10.3-5　K4169 合金在不同温度的典型拉伸性能

θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%
-196	1 240	1 460	15.0	18.5
-105	1 080	1 270	14.0	29.0
室温	935	1 100	16.0	26.0
400	760	870	18.0	35.0
500	810	905	16.0	30.0
600	795	895	10.0	28.0
700	680	790	12.0	24.0

表 10.3-6　K4169 合金在不同温度的典型持久性能

θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%	ψ/%
550	790	1 025	10.0	18.0
620	700	199	5.0	5.0
650	620	196	3.5	9.0
	570	354	3.0	9.0
700	520	183	4.0	2.0
	420	762	2.0	6.0

国外同类合金 In718C 合金是国际上广泛应用的高温合金之一，近年来，在航空、航天用大型、复杂结构件中出现以铸代锻的趋势，例如压气机机匣的传统工艺是采用多次焊接将简单形状的锻件、板材件和铸件连接而成；这种工艺的缺点是制作周期长，金属利用率低，生产成本高，而采用精密铸造工艺可直接铸造成形，因此，具有良好综合性能的 In718C 合金获得新的用途，特别是随着铸造工艺技术和热等静压技术的发展，In718C 合金的大型结构铸件获得成功应用。

K2136 合金是电渣熔铸的铁 - 镍基铸造合金。电渣熔铸（electroslag cast - in - shape process）即把电渣重熔和铸造成形工艺相结合成一个整体。合金经电渣重熔后，材质洁净度高，成分均匀，可直接浇注成形。20 世纪 70 年代，开发成功具有独创性的电渣熔铸涡轮盘工艺，采用此工艺制作航空发动机涡轮盘坯料，实现以铸代锻，简化工艺流程，节省原材料。熔铸盘材料的全面性能满足使用要求，顺利通过长期台架试车和试飞考核。

其他铁-镍基铸造合金，例如 K211、K214 都曾用作航空发动机导向叶片。

3　镍基普通铸造高温合金

镍基铸造高温合金（nickel - base cast superalloys）是以镍为基、以 γ' 相强化的时效沉淀强化型合金，在铸造高温合金中，其牌号最多、用量最大。合金的显微组织由面心立方的 γ 固溶体、弥散析出的、与基体共格的金属间化合物 γ' 相、

枝晶间析出的 $\gamma+\gamma'$ 共晶相以及沿晶界和晶内析出的碳化物、硼化物等相组成。这些复杂合金化的合金通常由十余种合金元素组成，包括铬、钴、钨、钼、铌、铝、钛、钒、钽、铼、铪等主元素和碳、硼、锆等强化晶界元素。一些元素具有单一作用，而另一些元素有多种作用。例如，铬在镍基合金的主要作用是抗氧化和抗硫化腐蚀；钴提高 γ' 相的溶解温度；而铝不仅是形成 γ' 相元素，同时有助于抗氧化性；钛主要是形成 γ' 相，但也形成一次碳化物 MC、η 相和氮化物、碳硫化物相；钼、钨、铌、钽、铼、钴和铬都起固溶强化作用，而钽、铼和钨在不同程度上也进入 γ' 相，钽和铼还有助于合金的抗环境性能；钒是 γ' 相形成元素，同时也促使形成 M_3B_2 相；铌形成 γ''（Ni_3Nb）相，也形成 Laves（Fe，Ni_2Nb）相、碳化物、硼化物相等；铪是碳化物形成元素，它的加入可改善多晶合金的晶界塑性，同时，也增多 γ/γ' 共晶相的数量，还改善抗氧化性；碳、硼、锆用于晶界强化；镍基铸造高温合金的碳含量 w（C）为 0.05% ~ 0.20%，添加微量的镁、铈、钙、钇和稀土元素或控制铸件的冷却速度可得到要求形状的碳化物，从而改善合金的低周疲劳性能。图 10.3-5 和图 10.3-6 分别示出镍基铸造高温合金的 γ/γ' 共晶相和碳化物相。

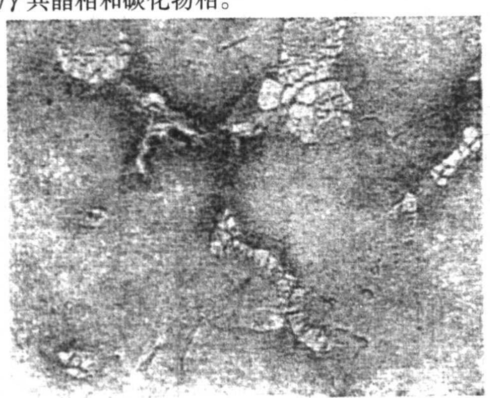


图 10.3-5　镍基铸造高温合金的 γ/γ' 共晶相 ×400



图 10.3-6　镍基铸造高温合金的碳化物相 ×320

随着合金热强性能的提高，合金中的 γ' 相体积分数由早期的 25% 以下逐渐增加到 65% 以上，γ' 相形成元素（Al、Ti、Nb、Ta）的含量（质量分数）由 5% 增加到 15%。与此同时，随着 γ 基体的体积分数减少以及铬降低 γ' 相的溶解温度，为了获得更高的热强性能，只有使铬含量逐渐下降，从而影响合金的耐热腐蚀性能。

在高性能的高合金化镍基铸造合金中，在获得所需的全面性能（即高温强度、抗氧化性、耐腐蚀性）的同时，还要选择合适的成分平衡和最佳的铸造工艺，以保证合金在长期工作中组织稳定，不析出有害相，包括 σ、μ、Laves 等金属间化合物相，同时，抑制 γ' 相的聚集长大。图 10.3-7 示出镍基铸造高温合金的 γ' 相，图 10.3-8 示出镍基铸造高温合金的 σ 相。

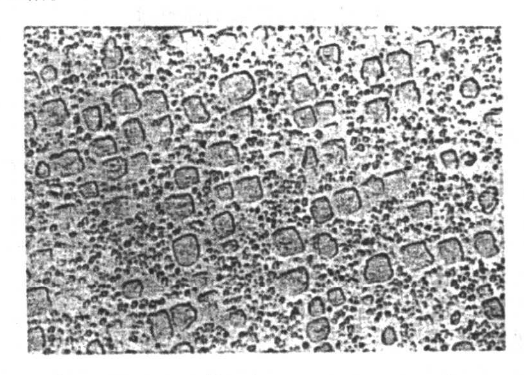


图 10.3-7　镍基铸造高温合金的 γ' 相 ×5 500

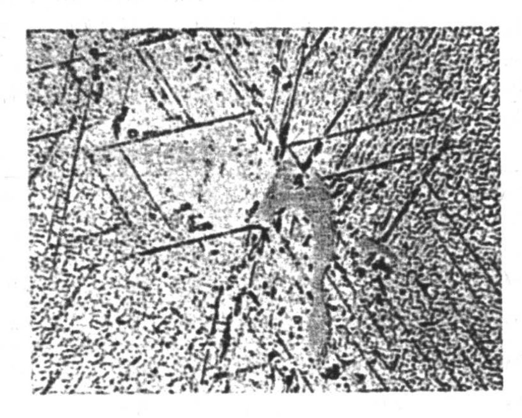


图 10.3-8　镍基铸造高温合金的 σ 相 ×1 000

铸造合金凝固过程中不可避免形成成分偏析，而合金化程度愈高，则偏析愈严重。镍基铸造合金中树枝晶偏析使钨、钴富集于枝晶干，而铝、钛、铌、钼、铬等富集于枝晶间；在枝晶间形成的 γ/γ' 共晶相一般含钛、铝、铌和镍量高于平均含量，而铬、钼、钴量低于平均含量，共晶相边缘的偏析比共晶心部更为严重，因此，在共晶相周围的枝晶间处的偏析为树枝晶偏析和共晶偏析的叠加，造成此处极富铬、钼等拓朴密排相形成元素。

早期的镍基铸造高温合金铸件通常铸态使用。随着合金的 γ' 相数量逐渐增多，这就要求通过热处理实现显微组织的最佳化和性能分散度的最小化，于是，热处理成为调控合金组织和性能的重要手段。通常，镍基铸造合金的热处理包括固溶处理和时效处理，对铸件的消除应力热处理也常采用，以减小铸造、焊接和机加工引起的残余应力。

20 世纪 50 年代中期，我国镍基铸造高温合金从仿制开始，后来发展到独创和提高阶段。为满足仿制发动机的需要，先后仿制了前苏联、英国、美国等国的合金，经过 10 年左右的发展，开始了自行研制新合金。40 多年来，随着航空发动机的发展，镍基铸造高温合金得到迅速发展，形成我国的 K 系列铸造高温合金的主体。从总体上来说，镍基铸造高温合金性能水平基本与国外合金性能水平相当。表 10.3-7 列出我国镍基铸造高温合金的成分和使用温度，这些合金按其用途可分为两类，一类适用于制作导向叶片，例如 K401、K403、K423、K423A、K441、K477 等合金；另一类适用于制作涡轮叶片，例如 K405、K406、K409、K417、K417G、K418、K418B、K419、K419H、K424、K4002 等合金。当然，这种分类不是绝对的，有些合金既可用制作涡轮叶片，也可制作导向叶片。表 10.3-8 列出镍基铸造高温合金技术标准规定的力学性能，表 10.3-9 列出镍基铸造高温合金的拉伸性能，表 10.3-10 列出镍基铸造高温合金的持久强度极限。



表 10.3-7　我国镍基铸造高温合金的成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%												使用温度/℃
	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	B	Zr	其他	
K403	0.14	11.0	余量	5.2	5.2	4.2	5.5	2.5	—	0.017	0.05	0.01 Ce	1 000（导）
K405	0.14	10.2	余量	10.0	4.8	3.8	5.4	2.5	—	0.02	0.07	—	950（涡）
K406	0.15	15.5	余量	—	—	5.3	3.6	2.5	—	0.07	0.06	—	850（涡）
K406C	0.05	18.5	余量	—	—	5.3	3.6	2.5	—	0.07	≤0.03	—	850（涡）
K409	0.11	8.0	余量	10.0	—	6.0	6.0	1.0	—	0.015	0.07	4.2Ta	950（涡）
K417	0.17	9.0	余量	15.0	—	3.0	5.3	4.7	—	0.017	0.07	0.75 V	950（涡）
K417G	0.17	9.0	余量	10.0	—	3.0	5.3	4.4	—	0.018	0.07	0.75 V	950（涡）
K417L	0.13	13.0	余量	4.0	—	3.0	4.9	4.0	—	0.007	—	—	900（导）
K418	0.12	12.5	余量	—	—	4.3	6.0	0.75	2.2	0.014	0.10	—	900（涡）
K418B	0.05	12.0	余量	—	—	4.5	6.0	0.65	2.0	0.010	0.10	—	900（涡）
K419	0.12	6.0	余量	12.0	10.0	2.0	5.5	1.3	2.9	0.075	0.05	—	1 000（涡）
K419H	0.12	6.0	余量	12.0	10.1	2.0	6.1	1.3	2.5	0.075	0.05	1.4 Hf	1 000（涡）
K423	0.15	15.5	余量	9.8	—	8.3	4.2	3.6	—	0.006	—	—	1 000（导）
K423A	0.15	14.7	余量	8.9	—	7.5	4.2	3.6	—	0.010	—	—	1 000（导）
K424	0.17	9.5	余量	13.5	1.4	3.1	5.4	4.5	0.7	0.015	0.02	0.75 V	950（涡）
K441	0.06	16.0	余量	—	13.5	2.3	3.6	—	—	0.006	≤0.05	—	1 050（导）
K477	0.07	14.6	余量	15.0	—	4.2	4.3	3.4	2.9	0.016	≤0.04	—	900（导）
K4002	0.15	9.0	余量	10.0	10.0	<0.5	5.5	1.5	—	0.015	0.055	2.5Ta 1.5Hf	1 000（涡）

注：表中使用温度后括号内“涡”、“导”表示该合金作为涡轮叶片或导向叶片材料的使用温度。

表 10.3-8　镍基铸造高温合金技术标准规定的力学性能

合金	拉伸性能					持久性能			
	θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%
K403	800	—	≥785	≥2.0	≥3.0	975	195	≥50	—
K405	900	—	≥675	≥6.0	≥8.0	750	685	≥45	—
						950	215	≥80	—
K406	800	—	≥665	≥4.0	≥8.0	850	275	≥50	—
K406C	800	—	≥665	≥4.0	≥8.0	850	275	≥50	—
K409	20	≥725	≥830	≥5.0	—	760	645	≥23	≥2.0
						980	200	≥30	≥3.0
K417	900	—	≥635	≥6.0	≥8.0	950	235	≥40	—
K417G	900	—	≥635	≥6.0	≥8.0	760	645	≥23	≥2.0
						950	235	≥40	—
K417L	—	—	—	—	—	980	120	≥18	—
K418	20	≥635	≥755	≥3.0	—	800	490	≥45	≥3.0
K418B	20	≥690	≥760	≥5.0	—	760	530	≥50	≥2.0
						980	150	≥30	≥4.0
K419	—	—	—	—	—	750	685	≥45	—
						950	255	≥80	—
K423	20	≥750	≥850	≥3.0	—	850	325	≥32	≥3.0
K423A	20	≥750	≥850	≥3.0	—	850	325	≥32	≥3.0

续表 10.3-8

合金	拉伸性能					持久性能			
	θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%
K424	20	—	≥835	≥5.0	≥7.0	975	196	≥40	—
K441	—	—	—	—	—	980	83	≥18	—
K477	20	≥675	≥690	—	≥6.0	980	150	≥20	—
K4002	—	—	—	—	—	760	695	≥40	—
						1 040	124	≥30	—

表 10.3-9　镍基铸造高温合金的拉伸性能

合金	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ/%		
	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃
K403[①]	840	940	480	—	—	—	7.0	8.0	16.0
K405[①]	1 000	1 000	515	—	—	—	7.5	10.0	11.0
K406	790	805	560[②]	—	—	—	5.0	4.5	21.0[②]
K406C	960	955	560[②]	—	—	—	6.5	11.0	26.0[②]
K409	1 060	915	525	900	835	435	12.0	7.0	12.0
K417[①]	990	1 000	490	765	775	425	12.0	13.0	10.0
K417G[①]	975	995	625[③]	790	770	500[③]	11.0	12.0	9.0[③]
K417L[①]	920	900	440	700	710	360	24.0	16.0	9.0
K418[①]	900	965	430	760	780	—	9.5	8.5	14.5
K418B[①]	935	885	365	760	—	260	13.0	17.0	23.0



续表 10.3-9

合金	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ/%		
	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃
K419①	950	980	610	825	855	360	6.0	4.3	3.1
K423①	990	1 060④	385	—	755④	—	4.0	8.0④	15.0
K423A①	1 020	1 040④	485③	860	—	310③	10.0	10.0④	17.0③
K424①	1 010	1 020	460	755	795	335	12.0	12.0	9.5
K441①	975	795④	224	865	583④	—	12.0	4.4④	—
K477	900	890⑤	765⑥	775	635⑤	—	12.0	10.0⑤	9.0⑥
K4002	1 035	1 065	535	—	—	—	8.0	10.0	12.0

① 铸态，其余为热处理状态。
② 900℃。
③ 950℃。
④ 750℃。
⑤ 650℃。
⑥ 870℃。

表 10.3-10 镍基铸造高温合金的持久强度极限

合金	持久强度/MPa							
	700℃		900℃		1 000℃		1 050℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
K403	749	638	298	212	151	95	—	—
K405	799	716	323	221	150	91	96	56
K406⑨	669	543	382③	195③	—	—	—	—
K406C⑨	696	569	206	127	—	—	—	—
K409⑨	628②	539②	324	266	147	91	62⑧	33⑧
K417	760	—	314	—	150	—	—	—
K417G	792	712	335	240	143	—	—	—
K417L	600①	—	260	—	—	—	100⑥	—
K418	725	627	274	176	118	—	—	—
K418B	690	595	240	155	—	—	—	—
K419	823	755	382	256	186	116	122	—
K423	520①	—	305③	—	170④	110④		
K423A	577①	460①	252	180	—	—	—	—
K424	602①	560①	320	215	150	98	—	—
K441	413①	—	169	—	80⑤	—	50⑥	—
K477⑨	—	—	—	—	130⑤	—	—	—
K4002⑨	885	802	362	232	161	98	97	71⑦

① 750℃。
② 760℃。
③ 850℃。
④ 950℃。
⑤ 980℃。
⑥ 1 030℃。
⑦ 1 040℃。
⑧ 1 093℃。
⑨ 为热处理状态，其余为铸态。

K403 合金相当于前苏联的 ЖС6К 合金，主要用于导向叶片材料，在 20 世纪 60 年代研制过程中，采用真空冶炼和壳型精密铸造分别取代非真空冶炼和湿法造型精密铸造，提高了合金铸件的性能及其稳定性，满足新机研制的要求，标志着我国铸造高温合金精密铸造工艺发展的重要阶段。

K417 合金是仿制美国的 IN100 合金，在 20 世纪 60 年代中期，采用该合金首次研制了由石英玻璃管做型芯制成的 9 小孔空心冷却涡轮叶片，标志着我国铸造涡轮叶片从实心向空心叶片的发展。

20 世纪 80 年代初，为满足引进发动机的材料需求，仿制了 Mar-M002 合金，即 K4002 合金，并在此之前自行研制的 K419 合金基础上，添加铪发展成 K419H 合金，这是高钨、低铬型高强镍基铸造高温合金，具有强度高、中温性能好、组织稳定、工艺性能好等特点，这两种合金的性能都达到英国 Mar-M002 合金水平，表明我国的镍基铸造高温合金达到国际先进水平。

K423 合金是仿制英国的 C1023 合金，为改善原合金的组织稳定性，通过调整合金成分，形成了新的 K423A 合金，其综合性能和组织稳定性优于 C1023 合金。

4 钴基普通铸造高温合金

钴基铸造高温合金（cobalt-base cast superalloys）是由含有一种或多种碳化物的面心立方结构奥氏体固溶体基体组成，在钴-铬基体中，铬的含量 w（Cr）范围为 18%～35%，高的铬含量保证合金的抗氧化性和耐腐蚀性，同时形成碳化物 Cr_7C_3、$Cr_{23}C_6$ 强化相和固溶强化基体。碳含量 w（C）通常为 0.25%～1.0%，偶尔以氮部分代碳。钴基合金含有较多的镍和钨，镍的加入有助于稳定奥氏体基体。钨固溶强化基体和促进碳化物形成。钼同样固溶强化基体，但其效果不如钨，且比钨有较大的潜在害处。其他元素钽、铌、锆、钒和钛用来固溶强化基体或形成碳化物。表 10.3-11 列出合金化元素在钴基高温合金中的作用。

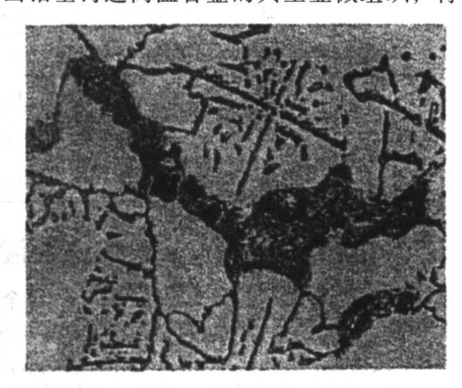
表 10.3-11 合金化元素在钴基高温合金中的作用

元素	合金化作用
Cr	抗氧化和硫化，碳化物形成元素（M_7C_3 和 $M_{23}C_6$），固溶强化基体
Mo、W	固溶强化基体，碳化物形成元素（M_6C），金属间化合物形成元素（Co_3M）
Ta、Nb	固溶强化基体，碳化物形成元素（MC 和 M_6C），金属间化合物形成元素（Co_3M）
Al	抗氧化，金属间化合物形成元素（CoAl）
Ti	碳化物形成元素（MC），金属间化合物形成元素（CoTi），足够多的 Ni，则形成 Ni_3Ti
Ni	稳定基体，金属间化合物形成元素 Ni_3Ti
B	形成碳、硼化合物
Y	抗氧化，耐热腐蚀
C	形成碳化物：MC、M_6C、M_7C_3、$M_{23}C_6$，抗氧化

合金的强度来自固溶强化和第二相强化，固溶强化元素主要是铬、钨、铌、钽，而第二相强化主要是以铬为主的碳化物和碳氮化物，还存在多元复合碳化物，例如 MC、M_6C、M_7C_3、$M_{23}C_6$ 和 M_3C_2。M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 是以铬为主的碳化物，其中铬可以部分被难熔金属替代；MC 和 M_6C 是以难熔金属为主的碳化物。碳化物的形态及其对合金强度和塑性的影响主要取决于合金成分、铸造工艺和热处理。晶界析出的碳化物可控制晶界的滑移，通过对晶界和晶内碳化物的协调可获得最佳的力学性能。当碳化物量足够多时，在枝晶间和晶界



上形成骨架，增强了晶界和枝晶间的形变阻力，这就是铸造高温合金的高温蠕变性能通常优于同类变形合金的原因之一。图 10.3-9 示出钴基铸造高温合金的典型显微组织，特点是骨架状和块状 MC 碳化物，$M_{23}C_6$ 碳化物共晶相和 M_6C 碳化物。表 10.3-12 列出国外钴基铸造高温合金的成分。



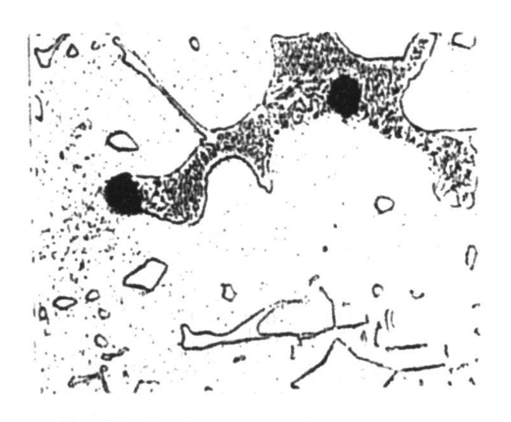


图 10.3-9　钴基铸造高温合金的典型显微组织 ×500

表 10.3-12　国外钴基铸造高温合金的成分（质量分数）　%

合金	C	Cr	Ni	W	Ta	Nb	Mo	Ti	B	Zr	Fe	Co	其他
HS-21	0.25	27.0	3.0	—	—	—	5.0	—	—	—	1.0	余量	—
HS-31(X-40)	0.50	25.0	10.0	7.5	—	—	—	—	—	0.17	1.5	余量	0.4Si
HS-25（L605）	0.10	20.0	10.0	15.0	—	—	—	—	—	—	—	余量	—
ML-1700	0.20	25.0	—	15.0	—	—	—	—	0.4	—	—	余量	—
WI-52	0.42	21.0	≤1.0	11.0	—	2.0	—	—	—	—	2.0	余量	—
Mar-M302	0.85	21.5	—	10.0	9.0	—	—	0.2	0.005	—	≤1.5	余量	—
Mar-M322	1.0	21.5	—	9.0	4.5	—	—	0.75	—	2.25	0.75	余量	—
Mar-M509	0.60	24.0	10.0	7.0	7.5	—	—	0.2	—	—	1.0	余量	—
AiResist13	0.45	21.0	—	11.0	—	2.0	—	—	—	—	≤2.5	余量	3.4Al、0.1Y
AiResist215	0.35	19.0	0.5	4.5	7.5	—	—	—	—	0.13	—	余量	4.3Al、0.1Y
F75	0.25	28.0	≤1.0	—	—	—	5.5	—	—	—	—	余量	—
FSX-414	0.25	29.5	10.5	7.0	—	—	—	—	0.012	—	≤2.0	余量	—
X-45	0.25	25.5	10.5	7.0	—	—	—	—	0.01	—	≤2.0	余量	—

钴基铸造合金通常铸态使用，碳化物的形态、分布由凝固过程决定，因此应严格控制凝固过程和凝固后的冷却速度，以获得要求的铸态组织。但是，固溶和时效处理可以改善碳化物形态，获得更好的综合性能。钴基合金的碳化物溶解温度比镍基合金的 γ′相的溶解温度高，因此，钴基合金在 1 100℃仍具有很高的强度。

钴基铸造高温合金具有良好的耐腐蚀性能、冷热疲劳性能和铸造性能，具有较平直的持久强度-断裂时间-温度参数性能。但是，由于钴的资源短缺和价格不稳定，因此，这类铸造高温合金在燃气涡轮中的应用只限于那些能发挥其突出优点的专用部件，例如燃气涡轮的燃油喷嘴、导向叶片等高温静止部件；此外，还用于医疗器械和化学工业。典型钴基铸造高温合金的拉伸性能列于表 10.3-13，持久强度极限列于表 10.3-14。

在国外，钴基铸造高温合金在发展航空燃气涡轮的初期起了重要作用，现已成为燃气涡轮导向叶片和其他高温部件的重要材料。我国由于钴的资源短缺，钴基合金的开发受到限制，只仿制了少数国外合金，以满足航空发动机和工业燃气轮机的需要。我国钴基铸造高温合金的成分和使用温度列于表 10.3-15。

表 10.3-13　典型钴基铸造高温合金的拉伸性能

合金	抗拉强度/MPa				屈服强度/MPa				伸长率/%			
	21℃	760℃	870℃	980℃	21℃	760℃	870℃	980℃	21℃	760℃	870℃	980℃
X-40	745	485	325	200	525	—	—	—	9	10	16	31
WI-52	750	605	415	275	585	345	275	195	5	9	11	20
Mar-M302	930	705	450	275	690	450	290	165	3	3	8	16
Mar-M509	785	600	350	205	585	345	290	165	5	5	10	16
FSX-414	740	400	310	—	440	195	165	—	11	18	23	—



表 10.3-14　典型钴基铸造高温合金的持久强度极限

合金	持久强度/MPa							
	815℃		870℃		980℃		1 095℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
HS-21	150	95	115	90	60	50	—	—
HS-31（X-40）	180	140	130	105	75	55	—	—
Mar-M509	270	225	200	140	115	90	55	41
FSX-414	150	115	110	85	55	35	21	—
WI-52	—	195	175	150	90	70	—	—

表 10.3-15　我国钴基铸造高温合金的成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%									使用温度/℃
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Co	W	Fe	B	
K640	0.50	≤1.0	≤1.0	25.5	10.5	基	7.5	≤2.0	—	1 000（导）
K644	0.25	≤1.0	≤1.0	29.5	10.5	基	7.0	≤2.0	0.01	900（导）

K640 合金是固溶强化和碳化物强化的钴基铸造高温合金，相当于国外的 X-40 合金。由于有较高的铬含量，合金具有良好的抗氧化和耐腐蚀性能，合金在铸态下有骨架状 M_7C_3 碳化物和少量 M_6C 和 $M_{23}C_6$ 型碳化物。合金的组织稳定，长期时效后无拓朴密排相（TCP）析出。铸造性能良好，可制成复杂形状的铸件，铸件一般在铸态下使用。母合金用真空感应炉或电弧炉冶炼，真空或非真空重熔浇注精密铸件。母合金和重熔浇注时需通入氩气。合金适于制作长寿命航空发动机的导向叶片以及高温抗氧化和耐腐蚀部件。合金的持久强度极限列于表 10.3-16。

表 10.3-16　K640 合金的持久强度极限

试验温度/℃	光滑持久强度/MPa					缺口持久强度/MPa				
	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{2\,000}$	σ_{100}	σ_{200}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{2\,000}$
700	380	360	330	315	300	430	420	390	365	350
750	310	285	270	250	225	360	325	310	285	270
800	240	220	200	180	170	280	270	240	225	215
850	185	170	140	120	100	220	215	185	175	165
900	125	100	—	—	—	170	165	140	130	115

K644 合金相当于国外的 FSX-414 合金，是燃气轮机广泛采用的合金。合金成分与 X-40 合金相似，只是铬含量提高，改善了合金的耐腐蚀性能。合金铸态组织是由 γ 固溶体和骨架状 $M_{23}C_6$ 碳化物以及碳化物共晶组成。合金在 815～900℃长期时效过程中，进一步析出 $M_{23}C_6$，同时有微量的 M_6C 碳化物析出。母合金采用真空感应炉冶炼，真空感应炉重熔浇注精密铸件。合金的热处理制度为 1 150℃，保温 4 h；930℃，保温 10 h 后炉冷至 540℃空冷。合金主要用于工作温度在 900℃以下的燃气轮机导向叶片。合金的持久性能列于表 10.3-17。

表 10.3-17　K644 合金的持久性能

θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%	ψ/%
815	150	157	30	—
	123	1 641	33.4	54.5
	98	> 8 000	—	—
870	88	1 748	28.8	57
	68	> 10 000	—	—
900	68	2 386	10	11.3
	49	8 221	5.6	8.5
982	55	339	11.2	11.5

5　高铬镍基和铬基普通铸造高温合金

镍基高温合金是在 Ni-20Cr 二元系合金基础上发展的。随着镍基合金热强性的提高，合金的成分变得复杂，合金中 γ′相形成元素 Al、Ti、Nb、Ta 和固溶强化元素 W、Mo 的含量增多，复杂合金化导致合金中 γ 固溶体的体积分数显著减少和多元固溶体中的铬的溶解度显著降低，从而减少了铬的需求量，使得合金中的铬含量减少，*w*（Cr）由原来的 18%～20%下降到 5%～6%。

镍基合金的另一发展方向是长寿命的耐热腐蚀型高温合金，即在保持一定热强性能的同时，合金要具有优良的抗氧化、耐腐蚀性能和组织稳定性。为此，合金中的铬含量又重新提高，*w*（Cr）保持在 15%～20%的水平；后来，又出现了更高铬含量的镍基耐热腐蚀型合金，其铬含量 *w*（Cr）≥30%。这类合金主要用于航空发动机的燃烧室和导向器等高温下工作的静止部件，对合金的热稳定性要求高，而对强度要求相对较低。

K4648 高铬镍基铸造高温合金相当于俄罗斯的 BX4Л 合金，合金成分的特点是高铬（*w*（Cr）32%～35%）和不含钴，高的铬含量保证合金的热稳定性，钨、钼主要进入 γ 固溶体，使基体得到强化，铝、钛、铌形成 γ′相析出沉淀强化基体，合金中较低的碳含量将形成少量富铬的碳化物 $M_{23}C_6$，其余铬进入固溶体，在一定的温度条件下，析出 α-Cr 相，合金主要由 γ 固溶体、α-Cr、γ′、$M_{23}C_6$ 和硼化物相组成。合金成分范围列于表 10.3-18。

表 10.3-18　K4648 合金的化学成分（质量分数）　%

C	Cr	Ni	Mo	W	Al	Ti	Nb	Fe	Ce	B	Si	S	Y	Ca
0.03～0.10	32～35	基	2.3～3.5	4.3～5.5	0.7～1.3	0.7～1.3	0.7～1.3	≤0.5	≤0.03	≤0.08	≤0.3	≤0.15	≤0.04	≤0.02

合金的热处理制度：1 180℃×4 h，空冷 + 900℃×16 h，空冷，标准热处理状态下的 γ′相体积分数约为 8%，α-Cr 相约为 10%，其组成式为 α-（$Ni_{0.021}Fe_{0.0004}Cr_{0.926}W_{0.023}Mo_{0.030}$），碳化物 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 的体积分数分别为 0.928%和 0.108%。表 10.3-19～表 10.3-21 分别列出合金技术标准规定的力学性能、合金的拉伸和持久性能。

表 10.3-19　K4648 合金技术标准规定的力学性能

室温拉伸性能		室温冲击韧度	800℃、206 MPa 持久寿命
σ_b≥780 MPa	δ≥4.0%	a_K≥20 J/cm²	t≥40 h

表 10.3-20　K4648 合金的拉伸性能

试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%
21	820～870	430～445	17～22
750	585，610	420，441	11，12
850	390，386	305，302	33，35
950	173，192	119，124	49，47
1 000	125，127	90，87	52，54



表 10.3-21 K4648 合金的持久性能

试验温度/℃	应力/MPa	持久寿命/h	伸长率/%
760	150	350	18.4
	200	277	25.1
	250	150	20.6
	280	83	17.2
800	206	50~90	17~24
900	60	107	31.0
	80	65	35.7
	100	14	39.8
980	50	17	33.5

铬与镍、铁、钴属于同组金属，铬与镍相比，具有熔点高、密度小、弹性模量和线胀系数低等特点，因此，铬基合金一直引人关注，力图在航空发动机热端部件上获得应用。高纯度铬的出现为发展铬基合金提供了重要条件，氮作为铬中主要脆变杂质元素被去除，提高了合金的塑性；合金化元素强化作用的研究，尤其是镍对铬基合金塑性以及钇对铬基合金抗氧化和防止脆变的有益作用，促进了铬基合金的发展。

K825 是具有较高塑性的铬基铸造高温合金（chromium-base cast superalloys），其成分与俄罗斯的 BX-4 合金相似，合金成分简单，不含稀缺贵重元素，与镍基合金相比，具有较高的熔点、热导率和弹性模量，较低的密度、线胀系数，良好的抗高温氧化、抗冷热疲劳性能等优点，合金经 800℃、300 h 时效后，组织稳定，未出现片状相，室温塑性无变化，适用于制作 700℃以下交变温度场长期工作和在 1 000 ℃下短期工作的航空发动机部件。合金在铸态下的主要组成相为：α-Cr 相和 γ 固溶体，分别占合金重量的 59%和 41%，此外，还有少量碳化物相和氮化物相，α-Cr 相是体心的富铬固溶体，溶有 Ni、W、V 等元素。该合金采用精密铸造工艺铸成航空发动机加力点火器分流器获得成功应用。合金的化学成分见表 10.3-22。

表 10.3-23~表 10.3-25 分别列出合金技术标准规定的力学性能、合金的拉伸和 800℃持久性能。

表 10.3-22 K825 合金的化学成分（质量分数） %

C	Cr	Ni	Ti	V	W	Mn	Si
0.02~0.08	基	39.5~42.5	0.20~0.40	0.20~0.40	1.40~1.80	≤0.50	≤0.50

S	P	Pb	Sn	Bi	As	Sb	N	O
≤0.01	≤0.015	≤0.001	≤0.002	≤0.000 1	≤0.005	≤0.001	≤0.03	≤0.02

表 10.3-23 K825 合金技术标准规定的力学性能

拉伸性能				持久性能		
温度/℃	抗拉强度/MPa	伸长率/%	面缩率/%	温度/℃	应力/MPa	寿命/h
室温	≥735	≥2.0	≥3.0	800	98	≥50
800	≥294	≥4.0	≥6.0			

表 10.3-24 K825 合金的拉伸性能

温度/℃	20	300	400	500	600	700	800	900	950
抗拉强度 σ_b/MPa	955	840	815	770	675	560	405	225	180
伸长率 δ/%	5.0	9.0	11.0	8.0	6.0	7.0	16.0	26.0	25.0
面缩率 ψ/%	8.0	11.0	13.0	11.0	11.0	10.0	21.0	45.0	32.0

表 10.3-25 K825 合金的 800℃持久性能

应力/MPa	54	79	88	98	108	118
寿命/h	1 909	257	142	102	70	52
伸长率/%	32.0	27.0	24.8	24.7	21.0	19.0
面缩率/%	48.5	49.0	52.0	46.7	39.0	45.5

合金在 800℃下进行 300 h 时效后，室温抗拉强度明显提高，而塑性没有下降，表明：K825 合金无脆化现象。800℃的拉伸强度虽有所下降，但仍高出技术标准规定的指标许多，而塑性明显提高；800℃的持久性能经长期时效后无明显变化，长期时效后的力学性能列于表 10.3-26。

表 10.3-26 K825 合金 800℃长期时效后的力学性能

时效时间/h	室温拉伸性能			800℃拉伸性能			800℃、98 MPa 持久寿命/h	硬度 HB	冲击韧度/kJ·m^{-2}
	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%			
铸态	1 033	9.7	4.1	502	12.2	14.2	153	291	35
100	1 082	9.2	9.6	386	22.8	28.7	130	335	34
200	1 148	9.8	10.3	452	18.4	34.1	158	338	35
300	1 116	11.8	11.9	411	19.3	35.9	167	327	35

6 细晶铸造高温合金

20 世纪 70 年代末，国外开展了高温合金细晶铸造工艺的研究和应用，目前已有多种牌号的镍基、铁-镍基和钴基铸造高温合金细晶铸件在航空、航天发动机和其他部件上应用，这些铸件可分为两大类：一类是动部件，例如整体铸造涡轮；另一类是静止结构部件，例如机匣、壳体、导向器。这两类部件的传统制作工艺都是采用锻件组合，例如涡轮转子由锻造盘和插装叶片组合而成；静止结构件的机匣则采用焊接方法，将若干个形状简单的锻件、钣金件和铸件连接而成，这种传统工艺的缺点是制作周期长、金属利用率低、生产成本高。当前，航空、航天发动机的热加工技术的重要发展趋势之一是"以铸代锻"，即采用整体精密铸造工艺替代锻件组合工艺，这一新工艺具有显著的经济性，以燃烧室机匣为例，锻件毛料质量 225 kg，精密铸件的质量仅为 85 kg，前者制作周期为 20 周，生产成本 15 000 美元，而后者分别为 16 周和 8 000 美元。然而，整体精密铸件由于几何形状复杂，断面尺寸差大，采用普通铸造工艺的铸件宏观晶粒度粗大且不均匀，由此带来组织和性能的不一致性。此外，铸造合金固有的较低屈服强度和疲劳性能，往往不能满足设计要求。为此，推动了细晶铸造工艺的发展。

细晶铸造工艺（fine grain casting process）主要有热控法、动力学法和化学法 3 种。热控法借助于传统的精密铸造工艺，通过控制铸型预热温度和合金浇注温度，进而控制铸件

内热流方向和冷却速度，使铸件的整个断面形成一个均匀温度场，按同时凝固方式结晶，以形成细小等轴晶，采用此方法可获得 ASTM 3～5 级晶粒，晶粒平均直径为 0.12～0.07 mm。动力学法是在合金浇注和凝固过程中，对熔体施加外来作用力（振动或搅动），使生长着的枝晶破碎，成为新的晶核，形成细小的晶粒。具体的工艺方法包括机械振动法、电磁搅拌法、旋转铸型法等，这种工艺可获得的晶粒平均直径为 0.18～0.36 mm。化学法是向熔体中添加有效的形核剂质点，作为非均质晶核使晶粒细化，添加的形核剂须具有高熔点、晶格结构不对称、低过冷度下形核能力强等特点，这种工艺可获得的晶粒平均直径为 0.5～1.5mm。上述 3 种方法各有所长，热控法易于实施，但铸件的致密性不好，须采用热等静压致密化处理；动力学法要求设备复杂，铸件质量有保证；化学法易受外来夹杂污染，但易于实施；热控法和机械振动法可结合使用。此外，表面孕育法可使铸件表面晶粒细化，该方法将孕育剂涂覆在铸型面层，当过热的熔体浇入铸型内时，与铸型表面的孕育剂发生作用，使铸件表层的晶粒细化。镍基铸造高温合金普遍使用的孕育剂是钴的氧化物，即氧化亚钴（CoO）或四氧化三钴（Co_3O_4）。从涡轮叶片的工况对其性能的要求来看，采用表面孕育法，使叶片表面晶粒细化，而内部保留粗大晶粒，使叶片同时具有良好的疲劳性能和高温蠕变性能。

目前，国外获得广泛应用的细晶铸造工艺有美国Howmet公司开发的 Grainex（GX）细晶工艺和 Microcast-X（MX）细晶工艺，以及 AiResearch 公司开发的细晶铸造工艺（FGP），其中，Microcast-X（MX）细晶工艺最为引人瞩目。这一工艺始于 20 世纪 80 年代初，在 1989 年由美国 Howmet 公司正式获得专利，该工艺方法将熔化合金的过热温度降低到 11～17℃，浇入预热的铸型中，并在此过程中适当引入扰动，使熔体以一定的冷速凝固，最终得到非树枝状的胞状晶组织，晶粒度等级为 ASTM 3～5 级，采用此工艺可制作精密铸件，也用于生产高温合金铸锭、锻坯或预变形件，难变形高温合金的细晶锭具有很好的热模锻和等温锻的可锻性和良好的力学性能。图 10.3-10 示出普通铸造、Grainex（GX）细晶工艺和 Microcast－X（MX）细晶工艺的整铸涡轮的宏观组织和显微组织，图 10.3-11 示出美国航天飞机主发动机高压燃料泵体细晶铸件。

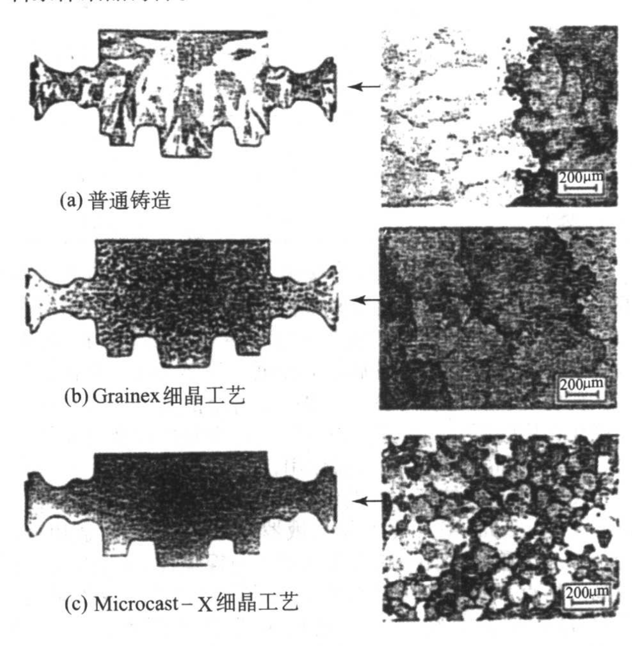


图 10.3-10　普通铸造、Grainex 细晶工艺和 Microcast-X 细晶工艺整铸涡轮的宏观组织和显微组织

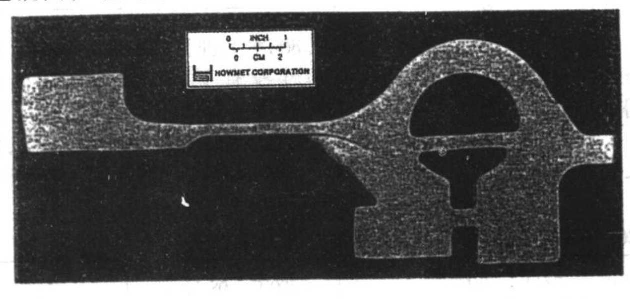




图 10.3-11　美国航天飞机主发动机高压燃料泵体细晶铸件

国外在开发细晶工艺的同时，对细晶铸造高温合金的显微组织和力学行为特征进行了深入研究，广泛使用的细晶铸造高温合金有 Mar-M247、IN792、IN713C、IN718C 等，近年来，又出现了 PWA1472、René220、RS5 等新型细晶铸造高温合金。如前所述，和细晶铸件分为两大类一样，上述合金也同样可分为两类：一类用于整铸涡轮转子、叶片的高温高强型合金，例如 Mar-M247、IN792、IN713C；另一类用于静止结构件的中温高强型合金，例如 IN718C 及其改型合金 PWA1472、René220、RS5，用于制作机匣、壳体。上述细晶铸造合金的化学成分与原合金技术标准规定的成分范围相同，但对其纯净度要求更加严格，因为任何夹杂都可能成为疲劳断裂的根源。细晶铸造高温合金在晶粒细化的同时，其枝晶组织和析出相的尺寸、形态也随之发生变化，Microcast-X细晶合金为胞状晶组织，碳化物的形态也由大块状变成细小的颗粒状，呈均匀分布。

细晶工艺显著提高高温合金铸件的中、低温的屈服强度、低周疲劳和蠕变性能，并减小性能的分散性。以 Microcast-X细晶工艺的 IN718C 合金为例，对比细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的拉伸、疲劳和持久性能，Microcast-X细晶工艺的 IN718C 合金经 1 120℃热等静压处理和标准热处理，普通铸造 IN718 合金经 1 120℃和 1 163℃热等静压处理和标准热处理，锻造 IN718 合金按 AMS 5662 技术标准，晶粒度等级为 ASTM 4～5 级，Microcast-X细晶工艺的晶粒度为 ASTM 3～5 级，普通铸造工艺的平均晶粒尺寸为 4 mm。细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的室温拉伸性能列于表 10.3-27。

表 10.3-27　细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的室温拉伸性能

工　艺	热等静压温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	面缩率 ψ/%	平均晶粒尺寸/mm
Microcast－X 细晶工艺	1 120	1 172～1 282	986～1 096	7～24	12～29	0.07
普通铸造＋热等静压	1 120	924～1 014	814～848	14～21	23～34	4
普通铸造＋热等静压	1 163	958～1 076	827～952	11～22	26～27	4
锻造工艺	—	1 310～1 324	1 041～1 069	31～33	46～52	0.06

图 10.3-12 给出细晶、普通铸造和变形合金的 IN718 合金不同温度下的拉伸性能。图中数据显示：细晶工艺合金的抗拉强度相当于变形合金的 95%，屈服强度相当于变形合金的 90%。

细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的 482℃低周疲劳和高周疲劳性能示于图 10.3-13。细晶工艺的低周疲劳性能比普通铸造的高两倍，与锻造工艺的相当。

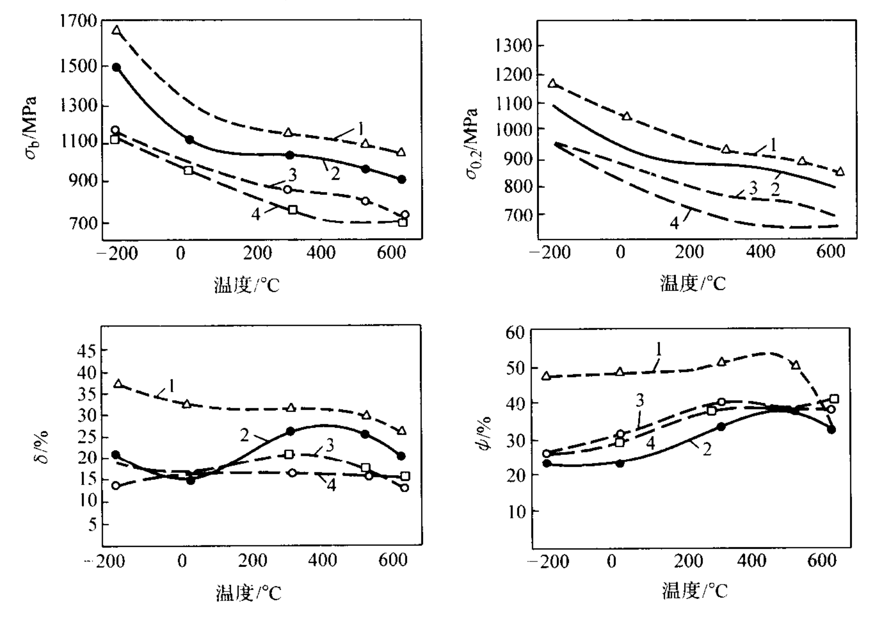
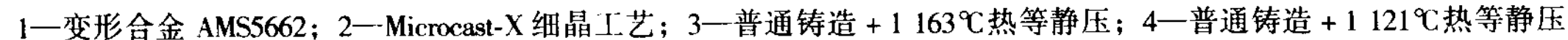


图 10.3-12　细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金不同温度下的拉伸性能



1—变形合金 AMS5662；2—Microcast-X 细晶工艺；3—普通铸造 + 1 163℃热等静压；4—普通铸造 + 1 121℃热等静压

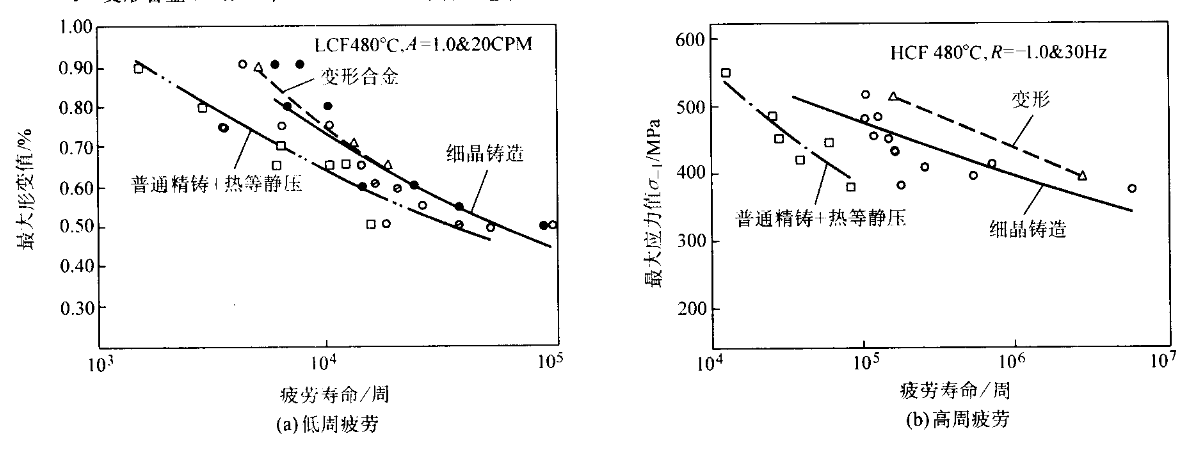


图 10.3-13　细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的 482℃低周疲劳和高周疲劳性能

细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的持久性能示于图 10.3-14。细晶工艺 IN718 合金在等强温度之下的持久强度高于普通铸造工艺的，而高于此温度的持久强度，由于细晶的高蠕变速率而下降。IN718 合金的等强温度约为 713℃，实际上，该合金的工作温度通常低于此温度。图中数据表明：低于 713℃，细晶工艺比普通铸造工艺提高合金承温能力约 28℃，接近变形合金的持久强度。

我国在 20 世纪 80 年代开始铸造高温合金细晶工艺的研究，分别采用热控法和综合 FGP 和 Grainex 的细晶工艺对 K4169、K418、K418B 和 K417 等合金进行研究，试制出细晶整体涡轮、叶片和其他铸件，这些细晶铸件的平均晶粒度达到 ASTM 0～2 级或更细；细晶工艺 K417 合金室温下低周疲劳性能比普通铸造工艺的高 2～3 倍；K418 合金在 600℃的低周疲劳性能，细晶工艺比普通铸造工艺提高 3 倍以上，拉伸性能也有一定程度的提高，分别示于图 10.3-15 和图 10.3-16。

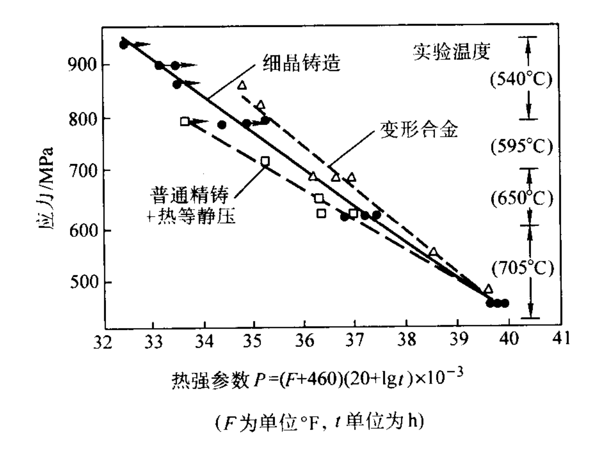


图 10.3-14　细晶、普通铸造和锻造工艺的 IN718 合金的持久性能

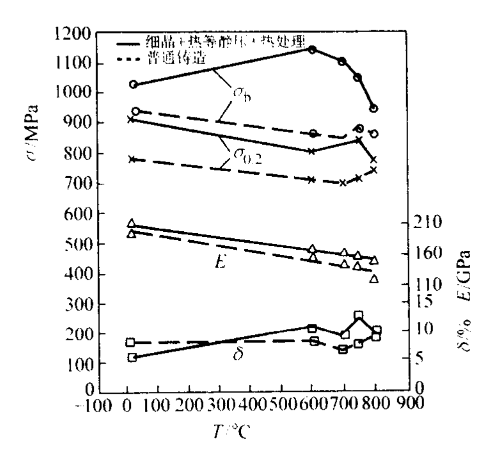


图 10.3-15 细晶和普通铸造 K418 合金的拉伸性能

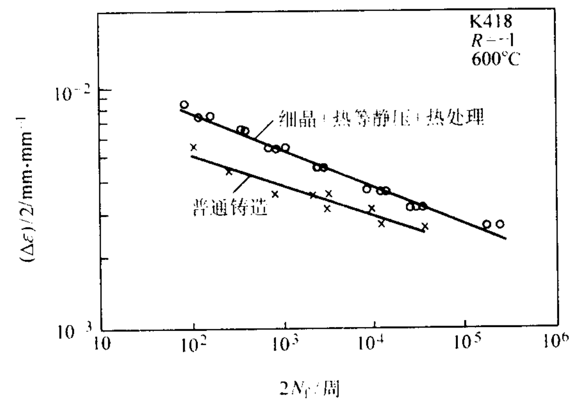


图 10.3-16 细晶和普通铸造 K418 合金的低周疲劳性能

7 低碳高硼铸造高温合金

在 20 世纪 60 年代中期发现：随着铸造高温合金的迅速发展，合金的高温强度不断提高，而合金的中温蠕变塑性降低（700～800℃范围内的“塑性谷”），而且往往在二阶段蠕变过程中破坏。由于叶片的榫头和整铸涡轮的轮缘都在这一温度范围内工作，因此，改善铸造高温合金的中温蠕变性能成为当时的研究热点。采用的方法是在原型合金的基础上调整成分，具体的技术途径是添加铪或以硼代碳，而后者是较经济的，于是形成一个新的合金系列——低碳高硼铸造高温合金，简称 BC 合金。表 10.3-28 列出国外典型的 BC 铸造高温合金的牌号和名义成分，括号中是原型合金的牌号名称。

BC 合金与其原型合金相比，是硼化物强化代替碳化物强化。研究表明：硼化物在 1 000℃以下比碳化物更稳定，其析出形态比碳化物有利，在高温长期作用下，不沿晶界形成脆性膜，从而使合金具有高的中温塑性和强度。B1914 合金是低密度型合金；B1925 合金和 B1981 合金是耐热腐蚀型合金；B1964 合金在高温下具有最高的强度，是高强型合金，在 1 000℃以下的持久强度与 Mar-M246 相近；合金的 γ' 相形成元素（Al + Ti）和 Ta 的含量较高，分别为质量分数 8.8%和 2.65%，而 Mar-M246 合金的分别为 7.0%和 1.5%；B1950 合金与原型合金 Mar-M200 相比，极大地改善了中温持久强度和塑性（760℃、648 MPa 的持久寿命和伸长率分别由 1.2～47 h 和 0～0.2 % 提高到 401～545 h 和 2.5%～4.0 %）。表 10.3-29 列出 BC 合金的中、高温持久强度极限。

低碳高硼 B1914 合金与其原型合金 IN100 的显微组织差别在于：BC 合金在凝固过程中，在一次枝晶形成后随即析出少量的 MC 碳化物，而随后 M_3B_2 硼化物相的析出延续到共晶相凝固完成；而 IN100 合金只析出 MC 碳化物，而后以 $(\gamma+\gamma')$ 共晶反应完成凝固过程；有 M_3B_2 硼化物相参与的共晶反应可持续到更低的温度，形成更大的偏析，使 $(\gamma+\gamma')$ 共晶反应在更大的过冷条件下进行，从而使 BC 合金中的 $(\gamma+\gamma')$ 共晶相数量增多，其形态和分布合理，以小块状的共晶 γ' 和 γ 在枝晶间和晶界上成行排列；进一步分析证明：共晶相中由富 Cr 的 M_3B_2 相替代富 Ti 的 MC 相。合金中碳含量少，不足以形成 MC，就意味着较多的 Ti 可用于生成 γ' 相；随着 M_3B_2 相在枝晶干边缘析出，枝晶间的元素偏析加重，富集更多的 Ti，促使形成更多的共晶相。合金中共晶 γ' 的数量、形态和分布对其中温持久寿命有显著影响。

表 10.3-28 典型的 BC 铸造高温合金的牌号和名义成分

（质量分数） %

合金牌号	Cr	Co	Al	Ti	Ta	Nb	Mo	W	C	B	Zr
B1914(IN731BC)	10.0	10.0	5.5	5.25	—	—	3.0	—	0.010	0.10	0.02
B1925(IN792BC)	12.0	8.5	3.5	4.0	4.0	—	1.75	4.5	0.015	0.10	0.01
B1964	8.85	10.5	3.5	5.3	2.65	—	1.0	8.5	0.020	0.11	0.02
B1981(IN738BC)	16.0	8.75	3.6	3.7	1.8	1.0	1.75	2.7	0.015	0.10	0.01
B1950(MM200BC)	8.6	9.9	4.8	2.1	—	1.1	—	12.1	0.02	0.12	0.06

表 10.3-29 BC 合金的中、高温持久强度极限

合 金	760℃、100 h 持久强度/MPa	760℃、1 000 h 持久强度/MPa	982℃、100 h 持久强度/MPa	982℃、1 000 h持久强度/MPa
B1914（IN731BC）	615	500	165	105
B1925（IN792BC）	685	535	170	105
B1964	775	650	204	134
B1981（IN738BC）	600	480	141	—
B1950（MM200BC）	760℃、648 MPa，持久寿命为 401～545 h		982℃、200 MPa 持久寿命为 113～149 h	

BC 合金的铸造工艺性、力学性能的分散度和组织稳定性都比原型合金优异。BC 合金高的铸造质量与凝固初期 MC 碳化物析出少和共晶相增多有关，BC 合金（B1981）与其原型合金（IN738）的铸造工艺性对比示于图 10.3-17，图中给出两种合金铸造的涡轮叶片中显微疏松的比较。

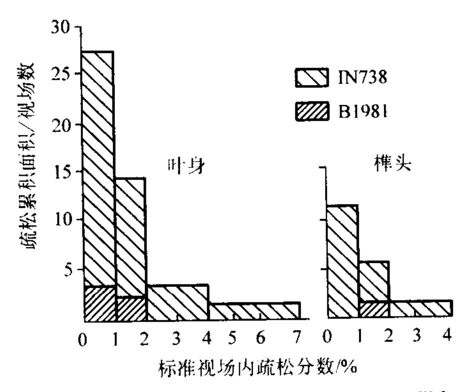


图 10.3-17 IN738 合金和 B1981 合金的工业燃气涡轮的铸造叶片显微疏松对比

BC 合金的良好铸造工艺性能使其铸件的显微疏松较少，与此同时，可以采用明显低的浇注温度，从而改善合金铸件的力学性能，减小性能的分散度，这类合金叶片的典型浇注温度约 1 400℃。通常采用中温、高应力持久试验来检测显微疏松的程度，评价力学性能分散度，因为在临界条件下测



试持久强度，其分散度比平均值在更大程度上限制合金的结构强度。表 10.3-30 列出普通铸造高温合金和 BC 合金的中温持久寿命的分散值。

表 10.3-30 普通铸造高温合金和 BC 合金的中温持久寿命的分散值

合金	试验条件	持久寿命最低值和最高值/h	50% 概率的持久寿命/h	0.1% 概率的持久寿命/h
IN738	760℃/545 MPa	0.1 ~ 324.1	100	0.1
IN792	790℃/545 MPa	7.3 ~ 138.0	50	3.0
B1925	790℃/545 MPa	112.4 ~ 325.9	155	75.0

BC 合金在 815 ~ 900℃的应力作用下大于 10 000 h 完全不析出拓扑密排相——σ 和 μ 相，由于合金中低碳和析出稳定的硼化物相，其中含有相当数量的 Cr、Mo、W，而这些元素都是拓扑密排相的形成元素。BC 合金中不仅没有拓扑密排相，而且在晶界不形成 $M_{23}C_6$ 的脆性膜，它是由 MC 碳化物在 760 ~ 1 000℃下分解形成的。相反，M_3B_2 相在此温度范围内是稳定的。相当多的硼化物在 1 150 ~ 1 170℃下溶解，而在较低温度下重新析出，同时，相当数量的一次 γ′相也溶于固溶体，而后重新析出，因此，在这个温度区间热处理可使这两个相细化。表 10.3-31 列出 BC 合金的热处理制度和持久性能。

K491 合金是在美国的 B1914 合金基础上，采用低偏析技术发展的低碳高硼铸造高温合金，具有良好的组织稳定性和铸造工艺性能，适合于制作 850℃以下工作的涡轮增压器叶片和其他高温部件。合金的化学成分范围列于表 10.3-32，表 10.3-33 列出合金技术标准规定的力学性能，表 10.3-34 列出合金的标准热处理和长期时效后的拉伸性能，表 10.3-35 给出合金的标准热处理和长期时效后的持久性能。

表 10.3-31 BC 合金的热处理制度和持久性能

合金	热处理制度	试验温度/℃	试验应力/MPa	持久寿命/h	伸长率/%	面缩率/%
B1914	1 080℃ × 4 h，空冷 + 900℃ × 10 h，空冷	815	276	9 721.5	13.9	16.9
B1925	1 150℃ × 1 h，空冷 + 845℃ × 4 h，空冷 + 760℃ × 16 h，空冷	815 850 900	276 200 150	8 435 > 10 000 5 089	10.8 — 12.9	14.9 — 15.4
B1964	1 080℃ × 4 h，空冷 + 900℃ × 10 h，空冷	815	276	> 10 097	—	—
B1981	1 120℃ × 2 h，空冷 + 845℃ × 24 h，空冷	850 815	186 220	> 2 800 > 2 800	— —	— —
B1950	1 080℃ × 4 h，空冷 + 900℃ × 10 h，空冷	760 982	648 200	401 ~ 545 113 ~ 149	2.5 ~ 4.6 4.3 ~ 5.9	3.4 ~ 7.6 4.6 ~ 5.9

表 10.3-32 K491 合金的化学成分（质量分数）

%

C	Cr	Ni	Co	Mo	Al	Ti	Fe	B
≤0.02	9.5 ~ 10.5	基	9.5 ~ 10.5	2.75 ~ 3.25	5.25 ~ 5.75	5.0 ~ 5.5	≤0.5	0.08 ~ 0.12
Zr	**Mn**	**Si**	**S**	**P**	**Pb**	**Bi**	**Ag**	**Mg**
≤0.04	≤0.10	≤0.10	≤0.01	≤0.01	≤ 0.000 5	≤ 0.000 05	≤ 0.000 5	≤ 0.005

表 10.3-33 K491 合金技术标准规定的力学性能

拉伸性能				持久性能		
温度/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	温度/℃	σ/MPa	寿命/h
600	≥960	≥690	≥8	900	314	≥70

表 10.3-34 K491 合金的标准热处理和长期时效后的拉伸性能

热处理状态	室温				600℃			
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
标准热处理	1 010	780	12.0	15.0	1 020	770	13.0	20.0
标准热处理 + 850℃、1 000 h 时效	1 020	860	14.0	18.0	1 120	760	21.0	22.0

表 10.3-35 K491 合金的标准热处理和长期时效后的持久性能

热处理状态	700℃、784 MPa		760℃、647 MPa		800℃、588 MPa		900℃、314 MPa	
	t/h	δ/%	t/h	δ/%	t/h	δ/%	t/h	δ/%
标准热处理	80	7.0	56	5.0	39	4.4	76	5.4
标准热处理 + 850℃、1 000 h 时效	66	7.6	61	5.8	29	6.8	52	9.0

注：合金的标准热处理制度为缓慢加热至 1 080℃，保持 4 h，空冷；900℃保持 10 h，空冷。

8 含铪铸造高温合金

20 世纪 60 年代中期以来，为改善高强型铸造高温合金的中温强度和塑性，研制了一批综合性能良好的含铪铸造高温合金，形成一个新的合金系列。后来，铪的合金化又引入定向凝固柱状晶高温合金，用来改善合金的横向性能。铪是加入镍基高温合金中可同时提高强度和塑性的少有元素之一，使许多镍基高温合金在添加铪后，不降低热强性，而显著提高塑性。表 10.3-36 列出国外含铪铸造高温合金的成分。

铪对镍基铸造高温合金蠕变性能的改善取决于它对合金显微组织的改变，铪的合金化对合金组织的影响主要表现在 3 个方面：首先，铪改变合金的 MC 一次碳化物形态，由汉字体形碳化物变为多面体形或球形，同时影响二次碳化物沿晶界析出形态，由连续骨架状变成断续质点状；其次，铪促进凝固过程中的枝晶偏析，增多 γ + γ′共晶相的数量；铪溶于 γ′相，提高 γ′相的溶解温度，晶界附近析出的富铪 γ + γ′相呈树枝状，使晶界由平面接触变为弯曲状。此外，铪对硫有强的结合力，可防止硫在晶界引起脆化。

在含铪镍基铸造高温合金中存在 3 种 MC 型一次碳化物：带棱边形的（Nb，Hf，Ti）C 碳化物和（Ti，Nb）C 碳化物以及汉字形的富 Ti 的（Ti，Nb）C 碳化物；不同形态和组成的碳化物与其凝固过程中的析出温度有关。MC 碳化物相是由熔融合金中析出的，差热分析曲线可表征含铪合金的凝固过程。依据含铪合金的差热分析曲线和 1 285℃、1 345℃和 1 360℃温度下淬火试样的显微组织表明：在 1 285 ~ 1 345℃温度范围内，汉字形碳化物溶解，而带棱边形碳化物的溶解温度在 1 345 ~ 1 356℃温度范围内，即在较高温度下先形成富铪的碳化物（Nb，Hf，Ti）C 质点，并成为（Ti，Nb）C 碳化物的结晶核心，促进带棱边形碳化物的析出，减少汉字形碳化物形成数量。差热分析曲线标定的碳化物溶解和析出温度范围表明：含铪合金的 MC 碳化物是共晶反应形成的碳化物。

表 10.3-36 国外含铪铸造高温合金的化学成分（质量分数） %

合金	Cr	Co	Mo	W	Ta	Cb	Al	Ti	C	B	Zr	Hf	Ni
MM002（RR7080）	9.0	10.0	—	10.0	2.5	—	5.5	1.5	0.14	0.015	0.05	1.5	余量
MM004（IN713 + Hf）	12.0	—	4.5	—	—	2.0	5.9	0.6	0.05	0.015	0.05	1.3	余量
MM005（René125 + Hf）	8.5	10.0	2.0	8.0	3.8	—	4.8	2.5	0.11	0.015	0.05	1.4	余量
MM006（MM246 + Hf）	9.0	10.0	2.5	10.0	1.5	—	5.5	1.5	0.14	0.015	0.05	1.8	余量
MM007（B1900 + Hf）	8.0	10.0	6.0	—	4.3	—	6.0	1.0	0.10	0.015	0.08	1.5	余量
MM008（René77 + Hf）	14.6	15.2	4.4	—	—	—	4.3	3.4	0.07	0.015	0.03	1.3	余量
MM009（MM200 + Hf）	9.0	10.0	—	12.5	—	1.0	5.0	2.0	0.14	0.015	0.05	1.8	余量
MM0011（MM247 + Hf）	8.3	10.0	0.7	10.0	3.0	—	5.5	1.0	0.14	0.015	0.05	1.5	余量

采用差热分析法测定不同铪含量（w（Hf）0、0.9、1.7%）的 Ni - 17.7Cr - 5.3Co - 2.9W - 4.9Mo - 2.2Ti - 3.5Al - 1.7Nb - 0.12C - 0.04B - 0.015Zr 合金的相溶解和析出温度范围，结果见表 10.3-37。由表中数据可见：铪提高合金主要强化相 γ′的完全溶解温度；0.9% H_f（质量分数）使合金的硼化物和碳化物的开始溶解温度比无铪合金降低 25～28℃，固、液相线温度平均降低 10℃；1.7% H_f（质量分数）使合金的硼化物和碳化物的溶解温度范围和固、液相线温度随之提高，仅硼化物的开始溶解温度仍比无铪合金低 10℃。K419 和 K405 合金分别添加质量分数为 1.3% 和 1.4% Hf，合金中的 γ + γ′共晶相的体积分数分别由 6.5% 和 2.0% 增加到 13.5% 和 5.7%。铪对几种铸造高温合金力学性能的影响列于表 10.3-38。表 10.3-39 和表 10.3-40 分别列出含铪铸造高温合金的拉伸性能和 1 000 h 持久强度极限。

表 10.3-37 采用差热分析法测定的不同含铪合金的相溶解和析出温度范围

铪的含量/%	γ′相完全溶解温度/℃	硼化物相溶解温度范围/℃	固相线温度/℃	碳化物相溶解温度范围/℃	液相线温度/℃
0	1 115	1 215～1 233	1 240	1 275～1 292	1 323
0.9	1 125	1 190～1 220	1 232	1 247～1 290	1 310
1.7	1 150	1 205～1 232	1 250	1 270～1 300	1 325

表 10.3-38 添加铪对几种铸造高温合金力学性能的影响

合金	室温拉伸性能				760℃/584 MPa 持久性能		760℃/647 MPa 持久性能	
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	寿命/h	δ/%	寿命/h	δ/%
B1900	789	721	6	8	—	—	19	1.6
B1900 + 1.5Hf	873	741	9	14	—	—	86	4.8
713LC	686	659	4	10	24	2.4	—	—
713LC + 1.4Hf	892	680	13	18	63	4.8	—	—
U700	873	789	6	14	49	4.8	—	—
U700 + 1.3Hf	1 049	762	17	21	69	7.3	—	—
Mar - M246	995	817	4	6	700	5	—	—
MarM246 + 2.0Hf	1 153	961	6	8	—	—	—	—

表 10.3-39 含铪铸造高温合金的拉伸性能

合金	抗拉强度/MPa				屈服强度/MPa				伸长率/%			
	20℃	760℃	870℃	980℃	20℃	760℃	870℃	980℃	20℃	760℃	870℃	980℃
MM002	1 035	1 035	825	550	825	860	550	345	7	5	7	12
MM004	1 000	895	655	380	760	620	415	240	11	6	15	20
MM005	1 070	1 070	860	550	825	860	550	345	5	5	7	12
MM006	1 105	1 070	860	565	860	860	550	345	6	7	10	14
MM009	1 035	1 035	825	540	825	860	550	345	5	5	7	10
MM0011	1 035	1 070	825	550	825	860	550	345	8	7	6	10

表 10.3-40 含铪铸造高温合金的 1 000 h 持久强度极限 MPa

合金	760℃	815℃	870℃	980℃
MM002	565	—	305	125
MM004	485	—	205	90
MM005	565	—	305	115
MM006	585	425	285	130
MM009	585	—	305	125
MM0011	585	415	290	125

9 低偏析铸造高温合金

普通高温合金的凝固是以树枝状结晶为特征的，其结果造成合金的微观化学不均匀性。这种枝晶偏析（dendrite segregation）使凝固合金的枝晶干上富集提高合金熔点的元素，而枝晶间区域内，降低合金熔点的元素浓度较高。随着合金化程度和产品质量的提高，这种凝固过程中形成的合金成分的微观偏析更为严重。镍基高温合金中主要元素偏析的研究结果得出：钼、铬、铁、钒和铝的偏析系数不大，富集在枝晶间区域，钛、铌和钽强烈偏析在枝晶间区域，其偏析系数大于 2，与此相反，钨和钴富集在枝晶干。在镍基三元系中，铝和铬的偏析系数比在镍基二元系的偏析系数大。复杂合金化导致钨、钛偏析系数变大。对一系列工业合金的研究表明：钛和铌是强偏析元素，且强烈影响铬的偏析程度甚至偏析方向，铬在无钛合金中为正偏析，而在含铌和钛的合金中为负偏析。Mar-M200定向凝固合金中枝晶干富集钨和钴，而枝晶间富集铬、钛、铝和碳，该合金加铪后，铪富集在枝晶间。在定向凝固铸锭中钛、钨的偏析程度比同样尺寸的普通凝固铸锭中的要低。合金元素的偏析受工艺影响很大，凝固速度快，枝晶臂距小，则枝晶偏析轻。

在高温合金发展过程中，合金化程度不断提高，γ′相形成元素铝、钛、铌、钽等含量逐渐增多，镍基铸造合金的 γ′相体积分数达到 65%～70%，镍基变形合金的 γ′相的体积分数达到 50%～55%，至此，以调整成分来发展合金已受到限制，因为对于铸造合金，高合金化会导致 σ、μ 等拓扑密



排相的形成，这些脆性相损害合金的性能；对于变形合金，高合金化降低合金的初熔温度，使合金的可锻温度范围变窄，变形抗力增大，使合金难以锻造。

高温合金的脆性相的形成和初熔温度的降低都发生在合金偏析严重的局部区域，因此，减轻凝固偏析对高温合金有重要意义。为此，我国在通过控制微量元素，获得低偏析合金方面进行了创新性的研究。

首先，为了研究合金的凝固偏析，必须准确地测定合金的凝固温度区间。采用金相法，在相同凝固条件下测定初凝温度和终凝温度来确定高温合金的凝固温度区间；为了比较，也采用差热分析法测定凝固温度曲线。测试结果发现：两种方法测量的一些高合金化镍基铸造合金和铁基变形合金的终凝温度结果差别很大。金相观察发现：在这些合金的凝固后期有少量凝固很慢的液体，例如 K438 镍基铸造合金到 1 230℃凝固约 90%的熔体，剩余的熔体降温到 1 100℃才凝固结束。上述结果表明：合金凝固后期的凝固速度极慢，结晶潜热太小，差热分析法不能检测出来，以致出现上述的两种测试方法所得数据的差别。表 10.3-41 列出两种测试方法测定的高温合金的初凝温度和终凝温度。

采用电子探针测定 K438 合金和 GH2761 合金中最后凝固的组织成分发现：除主元素外，P、Zr、B 、Si 在这些组织中富集极高。表 10.3-42 列出 P、Zr、Si 在 K438 合金和 GH2761 合金的偏析系数。

表 10.3-41 两种方法测定的高温合金的初凝温度和终凝温度

合金类型	金相方法			差热分析法		
	合金	初凝温度/℃	终凝温度/℃	合金	初凝温度/℃	终凝温度/℃
镍基铸造合金	K417	1 340	1 120	IN100	1 335	1 266
	K417G	1 330	1 120	ВЖЛ－12У	1 322	1 280
	K438	1 320	1 100	IN738	1 316	1 232
铁-镍基变形合金	GH2901	1 370	1 100	Incoloy901	1 399	1 232
	GH2135	1 360	1 100	D979	1 399	1 218
	GH2761	1 360	1 080	IN706	1 370	1 334
	A286	1 410	1 100	A286	1 426	1 371
				IN718	1 343	1 206

表 10.3-42 K438 合金和 GH2761 合金中 P、Zr、Si 的偏析系数

合金	状态	成分	P	Si	Zr
K438	1 420℃×5 min 慢冷到 1 100℃×10 min，水淬	合金平均成分（质量分数）/%	0.005	0.09	0.1
		终凝区成分（质量分数）/%	1.5～3	3～5	10
		偏析比	600	30～50	100
GH2761	1 420℃×5 min 慢冷到 1 080℃×10 min，水淬	合金平均成分（质量分数）/%	0.005	0.11	—
		终凝区成分（质量分数）/%	4～7	8～11	—
		偏析比	1 000	100	—

上述结果表明：P、Si、Zr、B 对高温合金的凝固偏析有重要的影响，为此，研究了这些元素不同含量对合金表征偏析大小的初熔温度和共晶相数量的综合影响。表 10.3-43 列出 P、Zr、B、Si 对 K438 合金的初熔温度和共晶相数量的影响。

上述结果表明：尽管高温合金中的 P、Zr、B、Si 的含量已经很低，但仍可以显著地影响合金的凝固偏析。通过合理地控制这些微量元素的含量，可以大大减轻合金的偏析，采用这一方法来发展低偏析高温合金（low segregation superalloys）。

表 10.3-43 P、Zr、B、Si（质量分数）对 K438 合金的初熔温度和共晶相数量的影响

P/%	Zr/%	B/%	Si/%	初熔温度/℃	γ+γ′共晶相/%
<0.000 5	—	—	0.05	1 280	0
<0.000 5	0.025	0.003	0.05	1 200	1.2
<0.000 5	0.093	0.011	0.05	1 160	2.4
0.005	0.1	0.01	0.07	1 140	3.0
0.055	0.097	0.009	0.07	1 110	3.8
1.1	0.098	0.011	0.08	1 110	12.0

9.1 低偏析镍基普通铸造高温合金

镍基铸造高温合金的 P、Zr、B、Si 的含量相对较高，使得合金的凝固温度区间扩大，枝晶偏析加重，γ+γ′共晶相增多。枝晶偏析和共晶偏析的叠加使得在共晶相前沿富集拓扑密排相形成元素，形成 σ、μ 等脆性相，降低合金的性能和组织稳定性。这 4 个对偏析有害的元素中，B 和 Zr 作为晶界强化元素在高纯的低偏析合金中的作用研究结果表明：B 对保证低偏析合金的力学性能仍是必须的，但其含量应适当降低，而 Zr 是绝对有害的，应从合金中去除。从低偏析原理和冶金技术可行性综合考虑，低偏析镍基铸造高温合金的这些元素含量（质量分数）（%）可控制如下：P<0.000 5；Si<0.05；B 取技术标准成分范围的下限；不加入 Zr。采用这种低偏析技术，发展了低偏析镍基铸造高温合金 K417G、K417L、K438G、K491、K441 等。这些新型合金由于偏析减小，允许进一步提高合金化程度，比对应的普通铸造合金中的 Al、Ti、Ta、Cr 含量增多，从而提高新型的低偏析合金的力学性能，工作温度可提高 20～25℃。

9.2 低偏析定向凝固高温合金

通常，定向凝固高温合金中添加铪，使合金具有良好的可铸性，并改善合金的横向性能。低偏析高温合金的凝固温度区间变窄，这有利于采用定向凝固工艺。合金的洁净度高，定向凝固枝晶生长阻力小，使合金具有较好的工艺性能。研究发现：低偏析镍基定向凝固合金在缩短合金的糊状区的同时，还缩短了不可补缩区的宽度，使合金的纵向裂纹倾向性减小，提高合金横向性能，因此，低偏析镍基定向凝固高温合金不加铪即可获得满意的中温横向性能。采用低偏析技术发展的定向凝固高温合金有 DZ438G、DZ417G、DZ4125L 合金，比普通定向凝固合金提高工作温度 20～25℃。表 10.3-44 列出不同类型的 IN738 合金的持久性能。

表 10.3-44 不同类型的 IN738 合金的持久性能比较

合金	加载方向	760℃，595 MPa		815℃，421 MPa	
		断裂时间/h	伸长率/%	断裂时间/h	伸长率/%
普通定向凝固 IN738	纵向	117.5	21.0	158.3	22.5
	横向	44.0	3.2	64	2.0
低偏析定向凝固 IN738（0.01Zr）	纵向	482.2	13.9	408	12.8
	横向	92.8	3.0	183	2.8
低偏析定向凝固 IN738（无 Zr）	纵向	346.1	17.4	406.5	14.4
	横向	148	3.7	281.7	4.2
普通铸造 IN738	—	64	9.7	112	7.7



10 耐热腐蚀铸造高温合金

高温合金除了用作航空发动机热端部件材料外，另一重要用途是地面和海上使用的燃气涡轮发动机材料。这类材料的工作环境恶劣，使用劣质燃料，要求长期的工作寿命，因此，材料除具有较高的高温强度外，还必须具有很好的耐热腐蚀性能和长期组织稳定性，形成了一类新型的高温合金——耐热腐蚀高温合金（corrosion resistant superalloys）。

近年来，能源需求日益增长，大型地面燃气轮机越来越多地用于发电，并由用于峰值负载的单循环发电装置发展为用于基值负载的联合循环发电装置。高效率、优环保、低成本的大型燃气轮机发电装置要求提高涡轮前进口温度，对高温合金及其工艺提出了新的更高要求。据报道，1999 年与上年相比，工业燃气轮机在总的燃机市场份额中由占 30%上升到 38%；而航空用燃气涡轮则由 65%下降到 59%。可以期待：在未来的年代里，公用电力燃气轮机将控制燃气轮机市场，高温合金将从只集中用于航空发动机，转向公用电力燃气轮机。

地面燃气轮机与航空用燃气涡轮发动机的工况有着重要差别，航空发动机使用优质的燃料，相对少的腐蚀元素，而地面燃机则相反；在运行时间上，航空发动机的稳态运行时间为 25 000 h，峰值温度运行时间为 < 1 000 h，而地面燃机的稳态运行时间和峰值温度运行时间均为 100 000 h；部件尺寸的差别最大，以一级涡轮叶片为例，地面燃机叶片的长度通常是航空发动机的 2 ~ 3 倍，而叶片的重量是 20 ~ 30 倍。当然，地面燃气轮机对整机重量的要求不像航空发动机那样严格。

高温合金的热腐蚀（hot corrosion）是在高温燃气中含硫燃料和含盐环境中由于燃烧而沉积在基体金属表面的硫酸盐引起的加速氧化现象，它对高温合金部件的破坏作用比单独的高温氧化要严重得多。由于热腐蚀过程是一种在熔融盐膜下的高温加速氧化，因此，温度、盐膜成分、环境条件以及合金的成分等因素都对其产生影响。依据沉积硫酸盐的状态，高温合金的热腐蚀分为低温热腐蚀和高温热腐蚀，高温热腐蚀是指温度超过沉积盐的熔点，沉积盐处于熔融状态；低温热腐蚀是指温度低于沉积盐的熔点，沉积盐处于固态。金属表面上高温沉积的盐膜主要成分是 Na_2SO_4，其熔点为 884℃，但纯 Na_2SO_4 腐蚀性并不很强，而其中混入少量 NaCl，则熔点降低，腐蚀性变强；环境中的氧化性介质，例如 SO_3、SO_2 等杂质也对热腐蚀有很大影响。

在热腐蚀过程中，一些合金相起主要作用，例如 TiC、Ni_3Nb 优先被侵蚀；含 Ti/Al 比高的 γ' 相比含 Ti/Al 比低的 γ' 相耐侵蚀性好。合金元素对高温合金的热腐蚀有重要影响，铬是普遍认为的耐热腐蚀元素，其含量对耐热腐蚀性能起关键作用，通常，耐热腐蚀高温合金的铬含量 w（Cr）在 15%以上，含量愈高，耐热腐蚀性更好。铝是一个重要的抗高温氧化元素，当合金的铝含量 w（Al）超过 5% 时，合金表面形成抗氧化的 Al_2O_3 保护膜；但是，这种 Al_2O_3 膜对液态的 Na_2SO_4 不起保护作用。钛形成 MC 型碳化物，并置换 γ' 相中的 Al 达到约为 $Ni_3Al_{0.33}Ti_{0.66}$ 的极限。钛或高的 Ti/Al 比对耐热腐蚀稍许有益，但是，钛的抗氧化作用比铝要差很多。难熔金属钨、钼、铌、钽作为固溶强化元素，并形成碳化物，但是，大量试验表明：只有钽对高温合金的耐热腐蚀性能有良好的影响，钼含量 w（Mo）大于 3.5%，对耐热腐蚀性有害。微量稀土元素可显著改善高温合金的耐热腐蚀性能。

地面燃气轮机叶片用高温合金的最高承温能力从 1950 年以来提高了 190℃，平均每年提高 6℃。在 20 世纪 70 年代，地面燃气轮机的涡轮进口温度增长速度超过合金的承温能力的发展速度，这是由于采用冷却技术，将金属表面的温度降低至约为 870℃，在此温度下，热腐蚀对合金寿命的影响超过对强度的影响，因此，改善合金的热腐蚀性成为研究重点，并开发了更好的涂层。到 20 世纪 80 年代，随着涡轮进口温度的提高，又把研究重点转向提高合金的承温能力，同时保持耐热腐蚀性能。在 1987 年，把在航空发动机领域已应用 20 年的定向凝固技术用于地面燃气轮机，制成一级涡轮叶片安装在美国 GE 公司的 MS7001F 和 MS9001F 大型机组上，机组燃气涡轮的进口温度是 1 315℃，合金是 D.S GTD111。定向凝固镍基高温合金取消了垂直应力方向的横向晶界，提高了蠕变强度，使合金的承温能力提高 30℃，同时，择优生长的［100］取向的低弹性模量使合金具有优异的热疲劳性能。预计进一步提高燃气涡轮进口温度的目标是 1 400 ~ 1 500℃，机组的输出功率相应提高到 250 MW，关键部件一级涡轮叶片材料将选用单晶高温合金，同时采用复杂型腔和气膜冷却技术，以及可靠的先进涂层工艺。由德国 SIEMENS 公司和美国 P&W 公司合作开发的 V94.3A 机组的一级涡轮叶片采用 PWA1483 单晶高温合金并涂敷先进的 EB－PVD 热障涂层，已成功运行 8 000 h。美国 Cannon－Muskegon 公司开发两种地面燃气轮机叶片用单晶合金 CMSX－11B 和 CMSX－11C，其承温能力比 IN738 合金提高 80℃。设计师对一级涡轮叶片的要求是：参考应力为 150 MPa，叶片表面最高温度为 950℃或更高，足够的抗热应变能力，高于 920℃的抗氧化性，与 IN738 合金相当的耐热腐蚀性，制作复杂型腔的大型铸件的良好工艺性，叶片长度达到 450 mm。当然，在地面燃气轮机应用单晶叶片必须从技术和经济可行性两个方面进行综合考虑，开发新的制造工艺，这包括电子束冷池重熔铸造工艺，液态金属冷却定向凝固工艺，以及分层合金单晶叶片铸造工艺等。图 10.3-18 示出地面燃气涡轮的涡轮进口温度和涡轮叶片合金承温能力随年代的演变趋势。表 10.3-45 列出国外典型镍基普通铸造、定向凝固和单晶耐热腐蚀高温合金的化学成分。

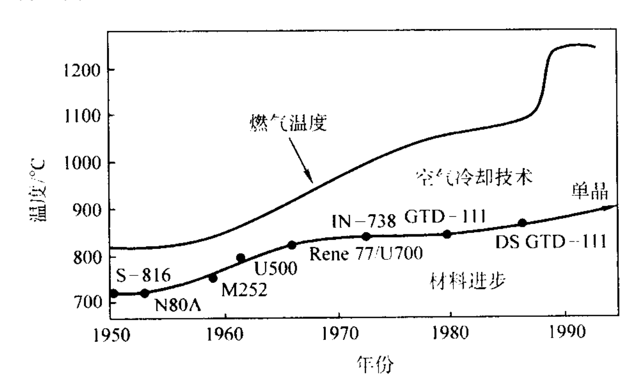


图 10.3-18 地面燃气涡轮的涡轮进口温度和涡轮叶片合金承温能力随年代的演变趋势

我国在 20 世纪 70 年代初，为了满足工业高速发展对能源的需求，先后从国外引进 9 000 kW 和 23 000 kW 燃气轮机发电机组。燃气轮机一级涡轮叶片在运行 5 000 h 后，由于严重热腐蚀而不能使用。为此开展了高温合金热腐蚀的研究，从 1973 年开始耐热腐蚀高温合金的研制。在此期间，仿制成功 K438、K480、K640、K414 等耐热腐蚀高温合金，其综合性能达到国外同类合金的水平，并制成叶片装机使用，其中 K438 合金用量最大。

在仿制的基础上，结合我国资源开展了不含钽或不含钴的耐热腐蚀高温合金的研究。先后研制成功 K4537、K543 和 K544 合金。合金的综合性能分别达到国外同类合金 IN738、U500 和 FSX414 合金的水平。其中 K4537 合金获得大量应用。如前所述，采用低偏析技术，研制成功 K438G 合金，其使用温度比 K438 合金高 20℃。



表 10.3-45　国外典型镍基普通铸造、定向凝固、单晶耐热腐蚀高温合金的成分（质量分数）　%

合金类型	合金牌号	C	Cr	Co	Mo	W	Al	Ti	Ta	B	Zr	Hf	Ni	其他
普通铸造合金	IN738LC	0.11	16.0	8.5	1.7	2.6	3.4	3.4	1.7	0.01	0.05	—	余量	0.9Nb
	GTD111	0.10	14.0	9.5	1.5	3.8	3.0	4.9	2.8	0.01	—	—	余量	—
	IN792	0.21	12.4	9.0	1.9	3.8	3.1	4.5	3.9	0.01	0.1	—	余量	—
	GTD222	0.10	22.5	19.0	—	2.0	1.2	2.3	1.0	0.008	—	—	余量	0.8Nb
	ЧС70-ВИ	0.09	15.9	11.0	2.0	5.3	2.8	4.6	—	0.02	—	—	余量	0.2Nb
	ЧС104-ВИ	0.11	21.0	11.0	0.6	3.4	2.5	3.5	—	0.015	—	—	余量	0.25Nb
定向凝固合金	ЧС88-ВИНК	0.09	15.6	11.0	1.9	5.3	3.0	4.6	—	0.01	—	0.4	余量	0.2 Nb
	DSGTD111	0.10	14.0	9.4	1.5	3.7	3.0	5.0	3.0	0.01	0.01	0.15	余量	—
	DSIN792	0.08	12.5	9.0	1.9	4.0	3.5	3.9	4.0	0.02	0.02	1.0	余量	—
单晶合金	PWA1483	0.07	12.2	9.0	1.9	3.8	3.6	4.1	5.0	0.008	—	0.5	余量	—
	CMSX-11B	—	12.5	7.0	0.5	5.0	3.6	4.2	5.0	—	—	0.04	余量	0.1Nb
	CMSX-11C	—	14.9	3.0	0.4	4.5	3.4	4.2	5.0	—	—	0.04	余量	0.1Nb
	SC16	—	16.0	—	3.0	—	3.5	3.5	3.5	—	—	—	余量	—
	AF56（SX792）	—	12.0	8.0	2.0	4.0	3.4	4.2	5.0	—	—	—	余量	—
	ЖСКС-1	0.10	14.0	10.0	2.0	4.0	4.0	3.8	—	0.015	—	0.3	余量	1.0Nb
	ЖСКС-2	—	13.5	10.0	2.0	4.0	4.0	3.8	2.0	—	—	—	余量	1.0Re

为满足舰用燃气轮机和大功率地面燃气轮机的需求，开展了定向凝固和单晶耐热腐蚀高温合金的研究。在 K438G 合金的基础上，采用高速凝固法研制成功 DZ438G 定向凝固耐热腐蚀高温合金，合金具有和 K438 合金相同的抗氧化和耐热腐蚀性能，但强度显著提高，使用温度约提高 45℃，合金组织稳定性好。在成功地研制 DZ438G 合金的基础上，为大型燃气轮机作材料储备，开展 DD408 单晶耐热腐蚀高温合金的研制，从合金成分、单晶工艺到热处理制度进行一系列优化设计。合金具有良好的综合性能，组织稳定性好，抗氧化和耐热腐蚀性能优于 K438 合金，承温能力比定向凝固 DZ438G 合金约高 20℃。

表 10.3-46 列出我国镍基耐热腐蚀铸造高温合金的成分和使用温度。表 10.3-47 列出镍基耐热腐蚀铸造高温合金技术标准规定的力学性能，表 10.3-48 列出镍基耐热腐蚀铸造高温合金的拉伸性能，表 10.3-49 列出镍基耐热腐蚀铸造高温合金的持久强度极限。

表 10.3-46　我国镍基耐热腐蚀铸造高温合金的成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%												使用温度/℃
	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	B	Zr	
K438	0.15	16.0	余量	8.5	2.6	1.8	3.5	3.3	0.8	1.8	0.01	0.1	850
K438G	0.17	15.8	余量	8.5	2.6	1.7	4.0	3.6	0.7	1.7	0.01	—	870
K480	0.17	14.0	余量	9.5	4.0	4.0	3.0	5.0	—	—	0.015	0.06	900
K4537	0.10	15.5	余量	9.5	5.0	1.5	3.0	3.5	2.0	—	0.015	0.05	850
DZ438G①	0.11	16.0	余量	8.5	2.6	1.75	3.9	3.9	0.7	1.75	0.01	—	900
DD408②	<0.03	16.0	余量	8.5	6.0	—	3.9	3.9	—	1.0	≤0.005	≤0.007	950

① 合金的 w（Al + Ti）≥7.3。
② 合金的 w（Al + Ti）应控制在 7.5 ~ 7.9 范围内。

表 10.3-47　镍基耐热腐蚀铸造高温合金技术标准规定的力学性能

合金牌号	拉伸性能					持久性能			
	θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%
K438	800	—	≥785	≥3	≥3	815	420	≥70	—
						850	365	≥50	—
K438G	800	—	≥785	≥3	≥3	850	420	≥40	—
K4537	800	—	≥784	≥3	≥3	850	365	≥50	≥3.0
K480	870	≥492	≥632	≥15	—	980	193	≥23	≥5.0
DZ438G	800	—	≥784	≥8	≥10	700	784	≥100	—
						800	422	≥60	—
DD408	—	—	—	—	—	850	480	≥100	—

表 10.3-48　镍基耐热腐蚀铸造高温合金的拉伸性能

合金	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ/%		
	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃
K438	1 030	1 065	485	880	835	375	7.3	8.0	23.0
K438G	1 040	1 090	330	970	900	325	9.0	9.5	12.0
K4537	1 070	1 020	355	870	670	—	13.0	12.0	24.0
K480	1 090	1 000	340	815	610	210	4.5	16.0	25.0
DZ438G	1 180	1 225	480	990	1 000	420	8.7	10.4	18.0
DD408	1 160	1 180	515	1 000	965	435	22.0	8.5	26.0

表 10.3-49　镍基耐热腐蚀铸造高温合金的持久强度极限

合金牌号	持久强度/MPa					
	700℃		900℃		1 000℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
K438	726	628	265	177	—	—
K438G	800	686	299	201	135	84
K4537	726	637	265	177	108	—



续表 10.3-49

合金牌号	持久强度/MPa					
	700℃		900℃		1 000℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
K480	755	—	343(870℃)	245(870℃)	167(980℃)	—
DZ438G	863	765	334	245	142	—
DD408	952	822	385	220	180	96

11 定向凝固高温合金

普通铸造镍基高温合金比同类变形合金具有高得多的蠕变强度，从而成为制作燃气涡轮发动机叶片的关键材料。但是等轴晶铸造合金的塑性较低、力学性能数据分散，有时还引起热疲劳性能的下降。因此，改善镍基铸造高温合金的塑性一直是这类合金发展的方向。等轴晶涡轮叶片的高温蠕变和热疲劳破坏通常起始于垂直主应力方向的横向晶界，因此，消除这种横向晶界可提高叶片的工作寿命。

图 10.3-19 和图 10.3-20 分别示出等轴晶和定向凝固柱状晶 Mar－M200 合金的拉伸性能和 100 h 持久性能的对比，图中曲线表明：定向凝固柱状晶合金的纵向拉伸塑性明显高于等轴晶合金，同样，抗拉强度、屈服强度和持久强度也优于等轴晶合金。

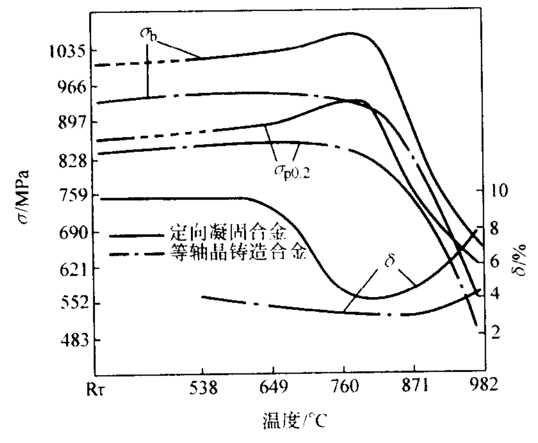


图 10.3-19 等轴晶和定向凝固柱状晶 Mar－M200 合金的拉伸性能

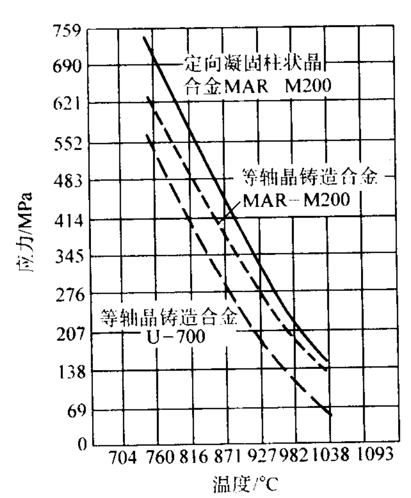


图 10.3-20 等轴晶和定向凝固柱状晶 Mar－M200 合金的持久性能

20 世纪 60 年代中期，美国 P&W 公司发明了定向凝固工艺，并用于镍基高温合金，制成平行于主应力方向的、低弹性模量的〈100〉取向柱状晶涡轮叶片，极大地提高了部件的蠕变强度、塑性以及热疲劳性能，由此形成了一类新型高温合金——定向凝固高温合金（directionally solidified superalloys）。从此，定向凝固技术发展成为富有生命力的工业生产手段，后来发展出单晶高温合金铸件，使得发动机叶片的承温能力不断提高，以满足现代高性能航空发动机的需要。

为获得定向排列的柱状晶，定向凝固过程应同时满足两个基本条件：首先，铸件在整个凝固过程中，从生长中的固-液相界面释放出的热流应从与其垂直的单一方向传出，即单向传热；二是在凝固前沿液态合金区域内，必须保持正的温度梯度，以防止新的晶核形成。定向凝固时，合金熔体浇入温度高于合金熔点的铸型内，与铸型底部的水冷底盘相遇的那一层熔体开始结晶，此时形成的晶粒取向是随机的，在随后的凝固过程中，热流通过已凝固的金属单向地从水冷底盘传出，且凝固前沿保持正的温度梯度，由于立方晶系的镍基高温合金的晶体生长方向是〈100〉择优取向的，所以具有〈100〉取向的晶粒择优长大，而其他取向的晶粒被排挤掉，直到这些〈100〉取向的晶粒长大充满整个铸型，成为由〈100〉取向的柱状晶组成的铸件。

高温合金的定向凝固工艺（directional solidification process）主要有发热铸型法、功率降低法、高速凝固法，近年来，开发了液态金属冷却法和惰性气体冷却法。目前，制作航空发动机叶片，高速凝固法是使用最多的一种方法；改进的发热铸型法适用于铸造小尺寸的柱状晶叶片，其优点是设备和工艺简单，制作铸件的成本低，因此，称它为低成本定向凝固。图 10.3-21 示出不同定向凝固工艺装置的示意图，表 10.3-50 列出不同定向凝固工艺的主要工艺参数。

近年来，由于地面燃气轮机的大尺寸叶片定向凝固工艺的需要，液态金属冷却法和新开发的惰性气体冷却法正逐步推广应用。采用传统的高速凝固法，铸件初始的 40～60 mm 能通过水冷底盘传热而得到有效冷却，而大叶片的其余部分只能通过铸型四周向水冷真空室壁辐射传热，这将显著降低冷却效率；于是，出现了液态金属冷却法和气体冷却法，使铸件的热量传输通过液态金属或惰性气体，从而显著提高了冷却效率，并改善了凝固组织，减少了铸件的晶粒缺陷，提高铸件的成品率。表 10.3-51 列出为制备地面燃气轮机大尺寸叶片而开发的新型定向凝固工艺的相对冷却效率评估和对合金显微组织的影响。

在定向凝固高温合金的发展初期，都沿用普通铸造合金的成分，其中使用较多的定向凝固合金有 Mar－M200、Mar－M002、Mar－M247、René 80、René 125、B－1900 和 ЖС6У 等，形成第一代定向凝固高温合金。合金的高温性能潜力的发挥受到其横向性能和中温塑性的限制，为此，添加晶界强化元素铪取得良好效果，这一类合金中通常含有质量分数为 1.0%～2.0% 的 Hf。为满足设计师对更高强度和承温能力的定向凝固高温合金的需求，开发了第二代定向凝固高温合金，典型合金是 DS CM186LC 合金，该合金是含 Re 的 CM247LC 合金的改型，质量分数为 3%Re 的加入极大地提高合金的蠕变强度；与第一代定向合金相比，合金成分的其他特点是降低 C、Ti 和 Zr 含量，以改善合金的塑性和晶界开裂抗力，适当地降低 W、Mo 的含量，有助于改善合金组织稳定性。合金适用于复杂冷却的导向器组合件和较大尺寸的低压涡轮叶片。合金在双时效状态使用，不需要固溶处理，这对那些由于固溶处理引起再结晶的部件更具有吸引力。合金承温能力在 980℃/248 MPa条件下比第一代定向凝固合金高 18℃，相当于第一代单晶高温合金的水平。在更高温度下，合金强度介于定向凝固合金 DS CM247LC 和单晶合金 CMSX－2/3 合金之间。从经济性考虑，定向凝固合金叶片的



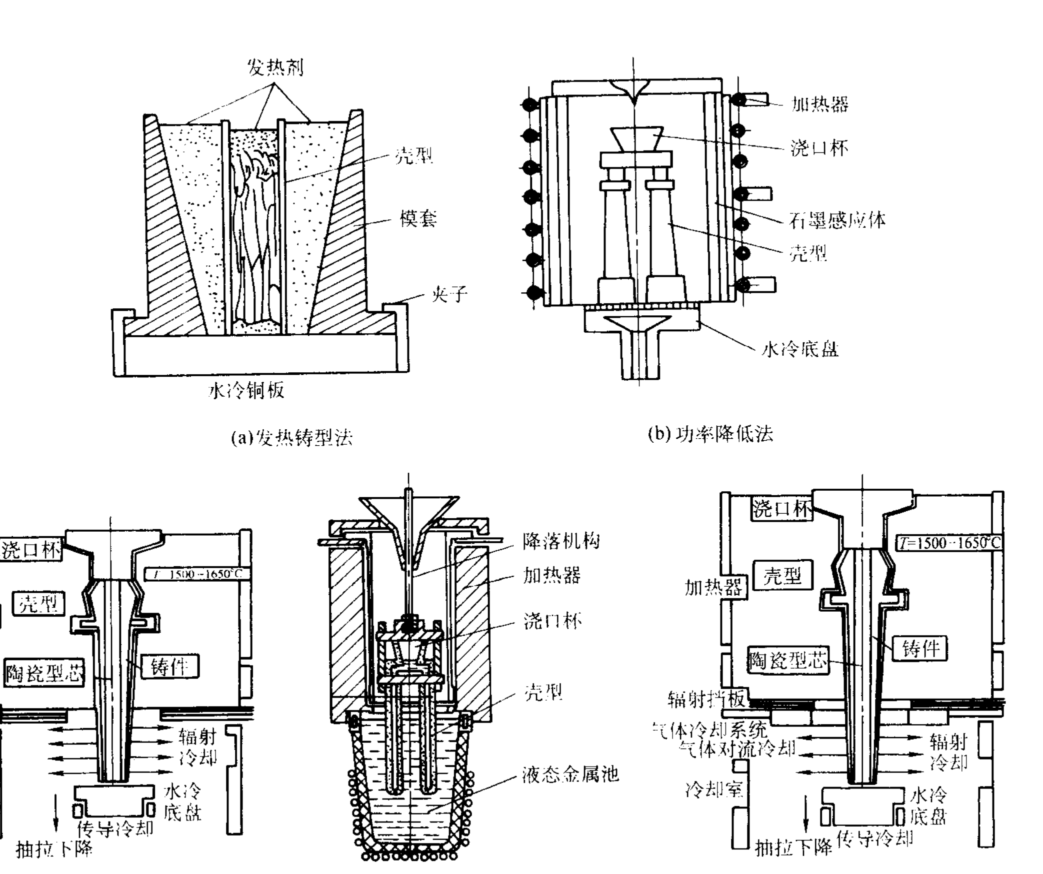


图 10.3-21 不同定向凝固工艺装置的示意图

表 10.3-50 不同定向凝固工艺的主要工艺参数

工艺参数	功率降低法	高速凝固法	液态金属冷却法
温度梯度/℃·cm^{-1}	7~11	26~30	73~103
生长速率/cm·h^{-1}	8~12	23~27	53~61
粥状区高度/cm	10~15	3.8~5.6	1.5~2.5
冷却速率/℃·h^{-1}	90	700	4 700
局部凝固时间/min	85~88	8~12	1.2~1.6

表 10.3-51 新型定向凝固工艺的相对冷却效率评估和对合金显微组织的影响

工艺参数		高速凝固法	液态金属冷却法 - Al	液态金属冷却法 - Sn	气体冷却法
计算的相对冷却效率		1.0	1.0	1.45	1.7
生产工艺的相对冷却效率		0.6	1.0	1.5	1.5
一次枝晶臂距/μm		430	360	330	320
疏松面积分数/%	叶身上部	0.32	0.18	—	0.06
	叶身下部	0.24	0.19	—	0.08
共晶面积分数/%	叶身上部	10.0	9.3	—	6.0
	叶身下部	8.9	6.7	—	9.1

生产成本明显低于单晶合金叶片，为此，开发第三代定向凝固高温合金，使之具有第二代单晶合金的蠕变强度。合金的设计思想是在含质量分数为 5%Re 的第三代单晶合金中添加晶界强化元素 C 和 B。这类合金的典型代表是 TMD-103 合金，合金在 137 MPa 应力下的承温能力比第二代定向凝固合金高 36℃，900℃、1 040℃的长时蠕变强度相当于第二代单晶高温合金。图 10.3-22 示出三代定向凝固高温合金的热强参数综合曲线；表 10.3-52 列出典型的三代定向凝固高温合金的成分。

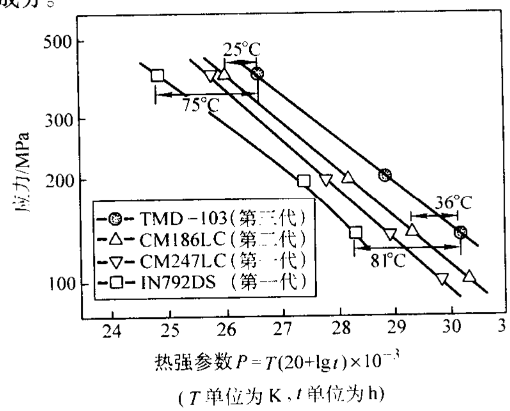


图 10.3-22 三代定向凝固高温合金的热强参数综合曲线

定向凝固高温合金的宏观组织呈柱状晶组织，柱晶的取向通常为 <100>，柱晶取向与主应力方向之间的偏差一般控制在 10°~15°以内。<100> 取向的特点是弹性模量值最小，室温下 $E = 14\times10^4$ MPa，而等轴晶组织的 $E = 23\times10^4$ MPa，叶片在工作条件下产生的热应力的大小与弹性模量成正比，即同样温降在 <100> 取向柱晶组织的合金中引起的热应力比等轴晶组织合金的要低很多，因此，定向凝固高温合金具有优异的抗热疲劳性能。

定向凝固高温合金的显微组织与定向凝固工艺有密切关系，尤其是温度梯度和凝固速率对合金的枝晶组织、γ′相、



表 10.3-52　典型的三代定向凝固高温合金的化学成分（质量分数）　%

合金类型	合金牌号	C	Cr	Co	Mo	W	Nb	Ta	Re	Al	Ti	B	Zr	Hf	Ni
第一代	PWA1422	0.14	9.0	10.0	—	12.0	1.0	—	—	5.0	2.0	0.015	≤0.1	1.5	余量
	MarM002	0.15	8.0	10.0	—	10.0	—	2.6	—	5.5	1.5	0.015	0.03	1.5	余量
	MarM247	0.15	8.0	10.0	0.6	10.0	—	3.0	—	5.5	1.0	0.015	0.03	1.5	余量
	René80H	0.16	14	9.0	4.0	4.0	—	—	—	3.0	4.7	0.015	0.01	0.8	余量
	CM247LC	0.07	8.0	9.0	0.5	10.0	—	3.2	—	5.6	0.7	0.015	0.01	1.4	余量
第二代	CM186LC	0.07	6.0	9.0	0.5	8.0	—	3.0	3.0	5.7	0.7	0.015	0.005	1.4	余量
	René142	0.12	6.8	12.0	1.5	4.9	—	6.3	2.8	6.1	—	0.015	0.02	1.5	余量
	PWA1426	0.10	6.5	10.0	1.7	6.5	—	4.0	3.0	6.0	—	0.015	0.10	1.5	余量
第三代	TMD-103	0.07	3.0	12.0	2.0	6.0	—	6.0	5.0	6.0	—	0.015	—	0.1	余量

碳化物相以及显微疏松都有重要影响，随着温度梯度和凝固速率的提高，合金的枝晶组织、γ′相尺寸变得细小，偏析度小，合金的强度和塑性随之提高。图 10.3-23 和图 10.3-24 分别示出温度梯度和冷却速率对定向凝固合金高温性能的影响。图中 G 代表温度梯度，R 代表生长速率。

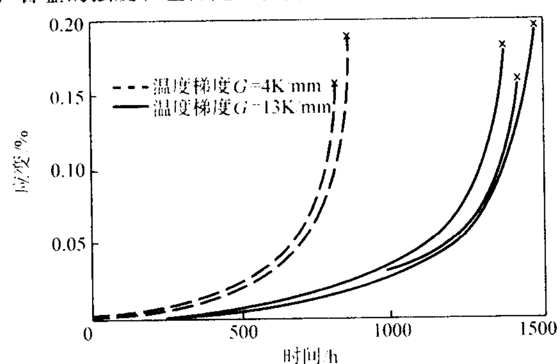


图 10.3-23　温度梯度对定向凝固 Mar-M246 合金高温蠕变特性的影响

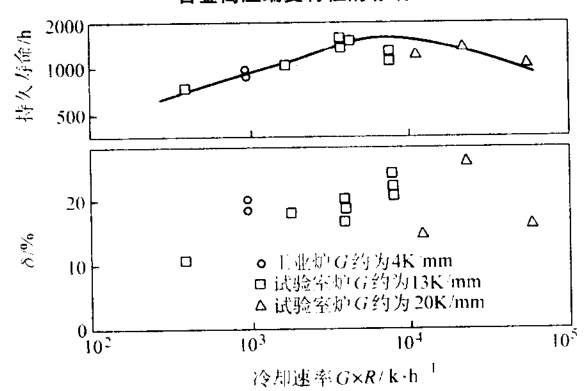


图 10.3-24　冷却速率对定向凝固 Mar-M246 合金持久性能的影响

我国定向凝固高温合金的研究始于 20 世纪 60 年代后期。根据航空发动机新机设计和引进外机的需要，自行研制和仿制近 10 个牌号性能较高的定向凝固高温合金以及相应的工艺，并在服役和在研的航空发动机上获得应用。表 10.3-53 列出我国定向凝固高温合金的化学成分和使用温度，表 10.3-54 给出这类合金的技术标准规定的力学性能，表 10.3-55 给出定向凝固高温合金的拉伸性能，表 10.3-56 给出定向凝固高温合金的持久性能。DZ404 合金是我国自行研制的定向凝固高温合金，具有密度低、比强高、不含铪、成本低的特点，是我国用于现役发动机投入航线使用的定向凝固高温合金。DZ422 合金是仿制美国的 PWA1422 合金，其全面性能达到原合金的水平；采用该合金首次制成我国空心、无余量的定向凝固涡轮叶片，并投入批量生产；在此合金基础上，降低铪含量，形成新的 DZ422B 定向凝固高温合金，也用于发动机涡轮叶片的批量生产。DZ4125、DZ4125L、DZ640M、DZ417G 是为在研发动机研制的定向凝固高温合金，其中，DZ4125 合金是仿制合金，DZ4125L、DZ417G 为低偏析镍基定向凝固高温合金，DZ640M 是钴基定向凝固高温合金。DZ4125 合金相当于美国的 DS René125 合金，是当前性能水平最高的定向凝固高温合金之一，合金具有良好的中、高温综合性能、优异的热疲劳性能和良好的铸造工艺性。DZ4125L、DZ417G 合金分别在 René125 和 IN100 合金的基础上，采用低偏析技术，降低磷等杂质元素含量，发展出不含铪的定向凝固高温合金，提高了原合金的使用温度。DZ640M 合金是在钴基合金 X40 的基础上，采用定向凝固工艺和微合金化，以提高合金的高温强度和塑性，并改善合金的热疲劳性能。这些合金均已投入一定的批量生产。

表 10.3-53　我国定向凝固高温合金的化学成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%											使用温度/℃
	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	B	Zr	其他	
DZ404	0.13	9.5	余量	5.7	5.5	3.9	6.0	1.9	0.018	≤0.02	—	1 000（涡）
DZ405	0.11	10.2	余量	10.0	5.0	3.8	5.5	2.5	0.015	≤0.1	—	1 000（涡）
DZ417G	0.18	9.0	余量	10.0	—	3.0	5.3	4.5	0.018	—	0.75 V	980（涡）
DZ422	0.14	9.0	余量	10.0	12.0	—	5.0	2.0	0.015	≤0.1	1.0Nb，1.5Hf	1 000（涡）
DZ422B	0.14	9.0	余量	10.0	12.0	—	5.0	2.0	0.015	≤0.12	1.0Nb，1.0Hf	1 000（涡）
DZ4125	0.10	8.9	余量	10.0	7.0	2.0	5.1	1.0	0.015	≤0.08	3.8Ta，1.5Hf	1 000（涡）
DZ4125L	0.10	9.0	余量	10.0	7.0	2.0	4.8	2.6	0.010	≤0.05	3.7Ta	1 000（涡）
DZ640M	0.45	25.5	10.5	余量	7.5	0.3	1.0	0.2	0.013	0.2	0.3Ta	1 050（导）



表 10.3-54　我国定向凝固高温合金技术标准规定的力学性能

合金牌号	拉伸性能					持久性能			
	θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h	δ/%
DZ404	900	—	≥735	≥6.0	≥8.0	760	725	≥100	—
						950	235	≥55	
DZ405	20	—	≥930	≥6.0	≥8.0	750	685	≥120	≥7.0
						950	225	≥80	≥10
DZ417G	900	—	≥700	≥6.0	≥8.0	760	725	≥48	—
						980	216	≥24	—
DZ422	20	—	≥980	≥5.0	≥5.0	760	690	48	≤4.0
						980	220	≥32	≥10
DZ422B	—	—	—	—	—	982	220	≥32	≥10
DZ4125	20	≥840	≥980	≥5.0	≥5.0	760	725	48	≤4.0
						980	235	≥32	≥10
DZ4125L	20	≥840	≥980	≥5.0	≥5.0	760	725	48	≤4.0
						980	235	≥32	≥10
DZ640M	—	—	—	—	—	980	83	≥30	≥15

表 10.3-55　定向凝固高温合金的拉伸性能

合金	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ/%		
	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃
DZ404	1 060	1 185[①]	575	945	995[①]	—	6.0	6.0[①]	20.0
DZ405	1 030	1 030	540	—	—	—	7.0	8.0	20.0
DZ417G	1 050	1 050	640[②]	760	850	540[②]	14.0	12.0	34.0[②]
DZ422	1 220	1 270[①]	585	975	1 070[①]	430	7.0	10.0[①]	25.0
DZ422B	1 080	1 200[①]	570	950	1 030[①]	435	6.0	7.0[①]	17.5
DZ4125	1 320	1 220	575	985	930	395	13.0	13.0	31.0
DZ4125L	1 138	1 216	540[③]	1 017	973	328[③]	9.4	9.4	18.3[③]
DZ640M	—	515	185	—	220	120	—	26.0	52.0

①　760℃。
②　950℃。
③　1 050℃。

表 10.3-56　定向凝固高温合金的持久强度极限

合金牌号	持久强度/MPa					
	760℃		980℃		1 040℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
DZ404	804	677	206	152	142	112
DZ405	755	—	205	—	176 (1 000℃)	—
DZ417G	725	605	185	110	—	—
DZ422	804	686	213	130	137	73
DZ422B	793	629	217 (950℃)	135 (950℃)	135	77.7
DZ4125	815	672	218	144	138	84
DZ4125L	864	744	243	165	158	108
DZ640M	400 (700℃)	340 (700℃)	140 (900℃)	95 (900℃)	—	—

12　单晶高温合金

定向凝固柱状晶的进一步发展出现定向凝固单晶。从热流控制角度，单晶工艺与柱状晶工艺没有区别，只是单晶工艺在铸型设计上有特点，增加一种单晶选晶器或放置籽晶，如图 10.3-25 所示，选晶法的原理是合金熔体在具有狭窄截面和变换方向的选晶器内通过，经过多次变换截面和方向，生长的晶粒逐渐淘汰，最终只允许一个晶粒长入铸型型腔，并长满整个铸型。单晶工艺要求铸型温度更高，温度梯度更大。

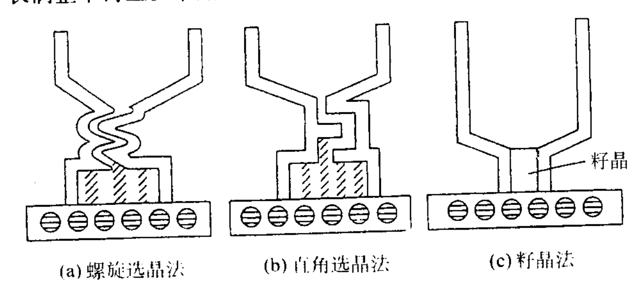


图 10.3-25　单晶选晶法和籽晶法示意图

早期在 Mar－M200 型普通铸造高温合金成分基础上的单晶合金，经传统的热处理后的蠕变强度并不比定向凝固柱状晶合金高很多，只有塑性和横向蠕变性能获得改善。直到 1975 年，发现固溶热处理改变 γ' 相的尺寸和数量对提高蠕变强度有重要作用；同时发现：去除晶界强化元素可提高合金的初熔温度，从而允许采用高的固溶温度，充分溶解铸态析出的共晶 γ' 相，以便在随后冷却过程中析出更多的细小 γ' 相，以获得高蠕变强度。在 1979 年，总结从高强型普通铸造的 Mar－M247 合金演变成 CMSX－2 单晶合金的成分变化规律，得出如下的第一代单晶合金设计原则：1）去除晶界强化元素 C、B、Zr、Hf，以获得高的初熔温度；2）以钽部分代替钨，以获得较好的单晶铸造性能、高的 γ' 相体积分数和高的 γ' 相沉淀强度、稳定的显微组织和良好的抗氧化性、涂层稳定性；3）保留钴，以提高基体的固溶度和显微组织稳定性；4）化学成分的平衡，以保证较宽的固溶热处理温度范围，即 γ' 相的溶解温度和合金的初熔温度之差至少为 22℃；5）相成分计算控制合金成分，以避免有害相的析出。

随着单晶高温合金（single crystal superalloys）的合金设计理论的发展，合金成分不断改进，熔炼和铸造工艺技术不断发展，其力学性能一再获得提高，相继出现承温能力更高的第二、第三和第四代单晶高温合金，在前三代合金中，每一代合金的承温能力都比前一代合金约高 30℃。第二和第三代单晶合金的主要特征是分别添加质量分数为 3% 和 6% 的 Re，研究表明：Re 主要进入 γ 基体，形成尺寸约为 1 nm 的短程有序 Re 原子团，有效阻碍位错运动；Re 降低合金元素的扩散速率，阻止 γ' 相粗化；并提高 γ/γ' 错配度；约有质量分数为 20% 的 Re 进入 γ' 相，固溶强化 γ' 相。此外，Re 的添加有助于改善合金的可铸性，减少单晶铸件的晶粒缺陷和表面再结晶。Re 对合金的环境性能也有改善。当然，Re 是进入有害的 TCP 相的元素，对合金的组织稳定性不利。在一些第二代单晶合金中添加稀土元素 Y，以改善合金的抗氧化性能和耐热腐蚀性能，而且对热疲劳性能也有益。第四代单晶合金的特征是高的 Re 和 Ru 的含量，显示出对高温蠕变条件下显微组织稳定性的强力有益作用，第四代单晶合金成分设计的目标是获得高的 γ' 相溶解温度、高的 γ/γ' 错配度、尽可能低的合金密度和良好的组织稳定性。从第二代单晶合金开始，又微量添加晶界强化元素 C、B、Hf，加 C 是为了净化合金熔液，对耐热腐蚀性能也有益；加 B 是为了强化单晶合金中难

以避免的低角晶界；而Hf可明显改善涂层与基体的相容性和黏结性，从而提高涂层寿命；为了增加其他合金化元素，而同时保持合金组织稳定，Cr含量 w（Cr）降到5%以下。表10.3-57列出典型的四代单晶高温合金的成分。图10.3-26示出第二、第三代单晶合金与第一、第二代定向凝固合金的1%蠕变强度的热强参数综合曲线，通常认为：第二代定向凝固合金与第一代单晶合金的承温能力相当；由图中曲线可见前三代单晶合金的每一代合金承温能力的提高幅度。

单晶工艺，特别是温度梯度对单晶合金的组织和性能有重要影响。研究表明：高的温度梯度（250℃/cm）可减少疏松，从0.5%减至0.1%以下；高的温度梯度使晶体取向偏离[001]方向在5°以内，而当低的温度梯度（50℃/cm）时，偏离度为22°以内。高的温度梯度可细化枝晶组织，一次枝晶臂距从低温度梯度的350～550 μm降至高温度梯度的160 μm，

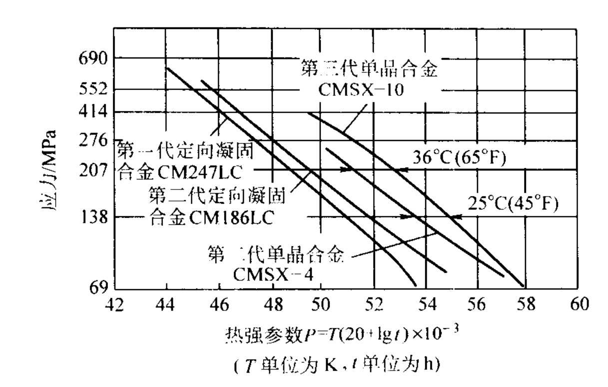


图10.3-26 第二、第三代单晶合金与第一、第二代定向凝固合金的1%蠕变强度的热强参数综合曲线

表10.3-57 典型的四代单晶高温合金的成分（质量分数） %

合金类别	合金牌号	Cr	Co	Mo	W	Ta	Re	Al	Ti	Hf	Ni	C	B	其他
第一代	PWA1480	10.0	5.0	—	4.0	12.0	—	5.0	1.5	—	余量	—	—	—
	René-N4	9.0	8.0	2.0	6.0	4.0	—	3.7	4.2	—	余量	—	—	0.5Nb
	CMSX-2	8.0	5.0	0.6	8.0	6.0	—	5.6	1.0	—	余量	—	—	—
	CMSX-3	8.0	5.0	0.6	8.0	6.0	—	5.6	1.0	0.1	余量	—	—	—
	CMSX-6	10.0	5.0	3.0	—	2.0	—	4.8	4.7	0.1	余量	—	—	—
	SRR99	8.0	5.0	—	10.0	3.0	—	5.5	2.2	—	余量	—	—	—
	RR2000	10.0	15.0	3.0	—	—	—	5.5	4.0	—	余量	—	—	1.0 V
	AM1	8.0	6.0	2.0	6.0	8.0	—	5.2	1.2	—	余量	—	—	—
	AM3	8.0	6.0	2.0	5.0	4.0	—	6.0	2.0	—	余量	—	—	—
	ЖС-30М	7.0	7.5	0.6	12.0	—	—	5.0	1.8	—	余量	0.01	—	1.0Nb
第二代	PWA1484	5.0	10.0	2.0	6.0	9.0	3.0	5.6	—	0.1	余量	—	—	—
	SC180	5.0	10.0	2.0	5.0	8.5	3.0	5.2	1.0	0.1	余量	—	—	—
	René-N5	7.0	8.0	2.0	5.0	7.0	3.0	6.2	—	0.2	余量	0.05	0.004	0.01Y
	CMSX-4	6.5	9.0	0.6	6.0	6.5	3.0	5.6	1.0	0.1	余量	—	—	—
	MC-2	8.0	5.0	2.0	8.0	6.0	—	5.0	1.5	—	余量	—	—	—
	ЖС-36	4.0	9.0	1.0	12.0	—	2.0	6.0	1.0	—	余量	—	—	1.0Nb
第三代	René-N6	4.2	12.5	1.4	6.0	7.2	5.4	5.7	—	0.15	余量	0.05	0.004	0.01Y
	CMSX-10	2.0	3.0	0.4	5.0	8.0	6.0	5.7	0.2	0.03	余量	0.02	—	0.1Nb
	TMS-75	3.0	12.0	2.0	6.0	6.0	5.0	6.0	—	0.1	余量	—	—	—
第四代	EPM-102	2.0	16.5	2.0	6.0	8.25	5.95	5.55	—	0.15	余量	0.03	0.004	3.0Ru
	MC-NG	4.0	0.2	1.0	5.0	5.0	4.0	6.0	0.5	0.1	余量	—	—	4.0Ru
	ЖС-55				2.0	7.5	9.0				余量	—	—	

组织的改善必然导致性能的提高，表10.3-58列出不同温度梯度对CMSX-2单晶合金持久性能的影响，在高温度梯度下，由于取向偏差小，持久性能接近，而低温度梯度使取向偏差大，因此，持久性能数据分散且较低。

表10.3-58 温度梯度对CMSX-2单晶高温合金持久性能的影响

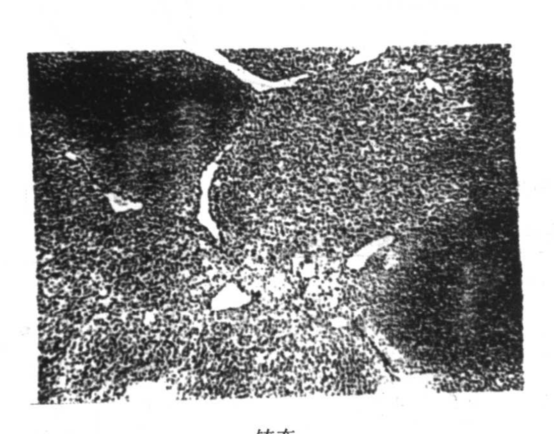
试验温度/℃	应力/MPa	高温度梯度		低温度梯度		
		持久寿命/h	伸长率/%	与[001]取向偏离度/(°)	持久寿命/h	伸长率/%
760	750	1 138 1 117	21.8 13.9	6 15 22 5①	759 664 484 939①	12.5 11.8 9.6 15.0①

续表10.3-58

试验温度/℃	应力/MPa	高温度梯度		低温度梯度		
		持久寿命/h	伸长率/%	与[001]取向偏离度/(°)	持久寿命/h	伸长率/%
900	380	227 230	37.1 19.7	12 10①	212 212①	19.7 12.9①
950	240	370 380	24.5 34.9	5 7.5	341 305	10.0 13.0
1 000	200	177 176	34.3 —	8.5 6	162 161	— 24.0
1 050	140	266 288	20.0 8.4	15 9①	255 222①	11.4 5.4①

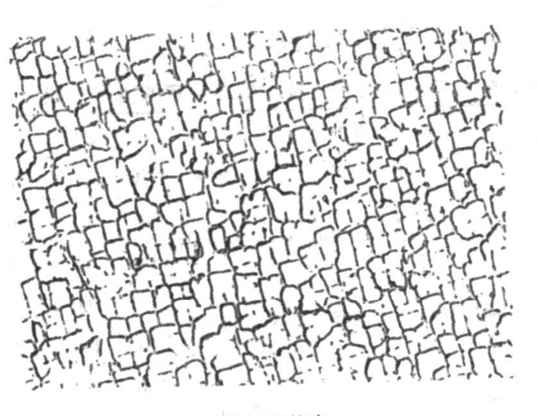
① 表示经热等静压处理。

热处理对单晶合金的组织和性能有明显影响。单晶合金的热处理由高温均匀化固溶处理和时效处理组成，均匀化固溶处理的目的是溶解铸态的 γ/γ' 共晶相，并减轻枝晶偏析；为了完全溶解共晶相，须采用高固溶温度。为此，合金的初熔温度必须足够高，合金中的 C、B、Zr、Hf 等降低初熔温度的元素应尽量减少，同时，优化工艺参数，采用高的温度梯度，细化枝晶组织，减轻枝晶偏析。时效处理是为了获得最佳尺寸的 γ' 相，研究表明：γ' 相尺寸为 0.5 μm 时，中温和高温的蠕变性能最佳。图 10.3-27 为 DD402 单晶合金的铸态和固溶处理后的枝晶组织，图 10.3-28 为该合金的铸态和完全热处理后的 γ' 相。随着单晶高温合金的发展，难熔元素 Re、Ru 的添加，提高了 γ' 相的溶解温度，因此，合金的固溶温度也相应提高，以CMSX系列单晶合金为例，第一代合金的固溶温度为 1 316℃，而第三代合金的固溶温度为 1 366℃。



铸态　　　　固溶处理状态

图 10.3-27　DD402 单晶合金的铸态和固溶处理后的枝晶组织 ×200



铸态枝晶干　　铸态枝晶间　　热处理状态

图 10.3-28　DD402 单晶合金的铸态和完全热处理后的 γ' 相　×4 800

单晶是各向异性的，因此，不同取向的合金性能有很大差异。图 10.3-29 示出 PWA1480 单晶合金的室温下弹性模量与取向的关系；图 10.3-30 示出同一合金在 760℃/690 MPa 和 982℃/207 MPa 下不同取向的蠕变曲线。由图可见：[001] 取向的弹性模量明显低于 [011] 和 [111] 取向；760℃下 [001] 取向的蠕变寿命最高，而 982℃下 [111] 取向的蠕变寿命最高。

在 20 世纪 80 年代初，我国开始单晶高温合金的研制，至今研制成功一系列合金并逐步获得应用。DD403、DD406、DD408 都是我国自行研制的单晶高温合金，在成分设计上尽量结合我国资源，少用或不用贵重元素，密度小、成本低，具有良好的综合性能，其中 DD406 合金属于第二代单晶合金；DD408 合金是耐热腐蚀单晶高温合金。DD404 和 DD402 合金是仿制合金，分别相当于美国的 René－N4 和 CMSX－2 单晶高温合金，其主要性能达到国外同类合金水平。表 10.3-59 列出我国单晶高温合金的成分和使用温度，表 10.3-60 给出这类合金的技术标准规定的力学性能，表 10.3-61 给出单晶高温合金的拉伸性能，表 10.3-62 给出单晶高温合金的持久强度极限。

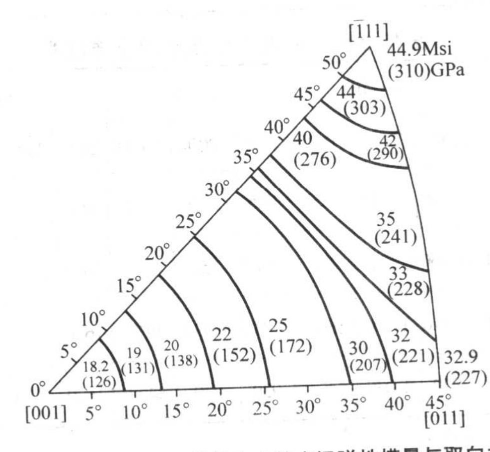
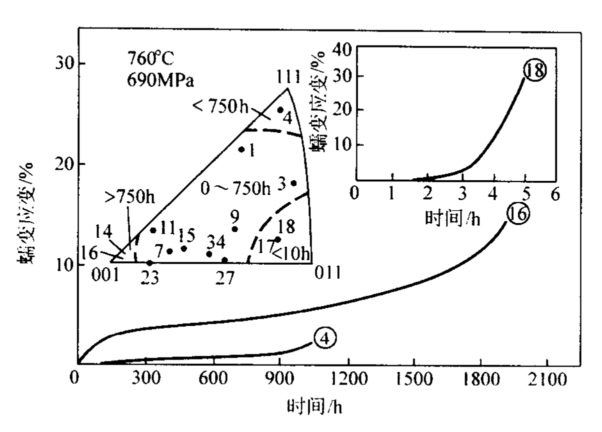


图 10.3-29　PWA1480 单晶合金的室温弹性模量与取向关系





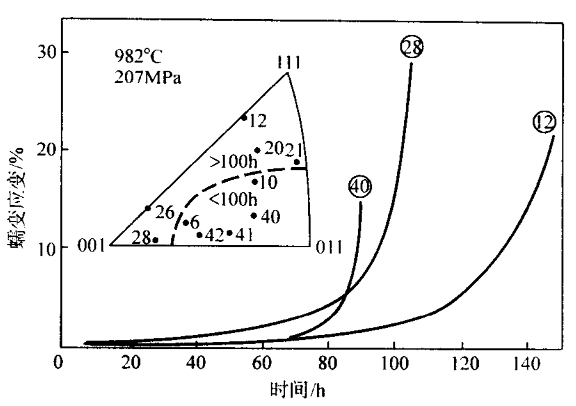


图 10.3-30 PWA1480 合金 760℃和 982℃蠕变性能与取向的关系

表 10.3-59 我国单晶高温合金的成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%													使用温度/℃
	C	Cr	Ni	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Re	B，≤	Zr，≤	
DD403	≤0.01	9.5	余量	5.0	5.5	4.0	5.9	2.2	—	—	—	—	0.005	0.007	1 040
DD404	≤0.01	9.0	余量	7.5	6.0	1.7	3.7	4.3	0.5	4.2	—	—	0.01	0.05	1 000
DD402	≤0.006	8.0	余量	4.7	8.0	0.5	5.6	1.0	—	6.0	—	—	0.003	—	1 050
DD406	0.02	4.3	余量	9.0	8.0	2.0	5.7	0.1	0.6	7.3	0.1	2.0	0.02	0.10	1 100
DD408	≤0.03	16.0	余量	8.5	6.0	—	3.9	3.9	—	1.0	—	—	0.005	0.007	950

表 10.3-60 单晶高温合金技术标准规定的力学性能

合金牌号	拉伸性能					持久性能		
	θ/℃	$\sigma_{0.2}$/MPa	σ_b/MPa	δ/%	ψ/%	θ/℃	σ/MPa	t/h
DD403	760	—	≥1 030	≥3.0	≥3.0	760	785	≥70
						1 040	165	≥70
DD404	760	—	≥850	≥8.0	≥8.0	760	800	≥50
						1 040	145	≥70
DD402	760	≥900	≥980	≥5.0	—	760	780	≥30
						980	260	≥30
DD406	20	≥800	≥880	≥8.0	≥12.0	980	250	≥100
	760	≥850	≥1 000	≥5.0	≥6.0	1 070	140	≥100
	980	≥600	≥700	≥18.0	≥22.0	1 100	130	≥100

表 10.3-61 单晶高温合金的拉伸性能

合金	σ_b/MPa			$\sigma_{0.2}$/MPa			δ/%		
	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃	20℃	700℃	1 000℃
DD403	1 000	1 140	620	925	920	440	26.0	9.0	31.0
DD404	1 060	1 260①	705②	995	1 050①	—	13.0	13.0①	32.0②
DD402	1 170	1 220	560③	1 040	1 030	495③	16.0	10.8	23.0③
DD406	970	1 030	545④	930	930	440④	16.0	15.0	28.0④

① 760℃。
② 980℃。
③ 1 050℃。
④ 1 070℃。

表 10.3-62 单晶高温合金的持久强度极限

合金牌号	持久强度/MPa					
	760℃		1 000℃		1 040℃	
	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h	100 h	1 000 h
DD403	814	696	201	147	177	140
DD404	853	—	215	—	161	—
DD402	859	745	326 (950℃)	187 (950℃)	166 (1 050℃)	103 (1 050℃)
DD406	807	—	303 (980℃)	—	148 (1 100℃)	—

13 定向凝固共晶高温合金

定向凝固工艺应用于凝固过程中形成两相的共晶合金，通过控制凝固条件，使两相沿热流方向规则、连续排列，形成一种新型材料——自生复合材料。这种以金属为基的复合材料可一次从熔体中直接制成部件，而且，组成的两相在热力学上是稳定的。根据不同的需要，选择不同的共晶系列，可获得具有特殊性能的金属基复合材料。以燃气涡轮发动机叶片这类高温结构材料为目标，选择高温合金基体的共晶系列，利用高熔点强化相的方向性的规则排列来提高合金的高温强度，出现了一类新型高温合金——定向凝固共晶高温合金（directionally solidified eutectic superalloys）。

定向凝固共晶限于共晶成分的合金，偏离共晶成分的合金也可定向凝固生长出规则排列的两相组织，但定向凝固的条件要苛刻些。共晶合金的定向凝固的重要特点是凝固过程中的固液界面以平面方式长大，即满足 $G/R \geqslant \Delta T/D$，式中 G 为温度梯度，R 为生长速度，ΔT 为凝固区间，D 为熔体中原子扩散系数。为满足这一条件，要求高的温度梯度和低的生长速度，由此需要长时间的凝固过程，从而增加了液态金属和铸型相互作用的时间，对铸型和型芯材料提出更高要求。不同的共晶合金有不同的 G/R 临界值，如 $\gamma/\gamma'-\delta$ 定向



共晶合金的为 5.4×10^3 K·s/mm²，γ/γ′－α 合金的为 1.8×10^3 K·s/mm²，NITAC13 合金的为 3.6×10^3 K·s/mm²。从合金化考虑，合金的凝固区间越小，则平面界面生长越稳定，可采用更快的生长速度获得定向凝固共晶复合体。成分确定后，控制工艺参数 G、R 成为制备定向凝固共晶高温合金的关键。随生长速度增快，增强纤维变细，纤维间距变小，符合关系式：$\lambda^m R=A$，式中 λ 为纤维间距，m 和 A 是材料常数。从经济上考虑，要求高的生长速度，为此，应相应地提高温度梯度。

定向凝固共晶高温合金按其组成相的生长特点属于非小平面化/小平面化类型，即由较大体积分数的非小平面化相组成基体和由较少体积分数的小平面化相组成纤维或片层状增强相。合金的基体是固溶体或含有弥散强化相的固溶体，而增强相多是碳化物或金属间化合物相或金属晶须。强化相的形态与其体积分数之间有一定关系，在小于一定的体积分数临界值时，生成纤维状，而高于此临界值时，生成片层状。

早期研制的 γ－MC、γ′－δ、γ/γ′－δ 是第一代共晶系列，前者以 TaC 纤维增强钴基固溶体，后两种是以 Ni_3Nb 片层增强 Ni_3Al 基体或含有 γ′弥散相的镍基固溶体。这类材料虽具有高的高温强度和冲击韧性，但由于种种性能或组织的缺陷而被取代。

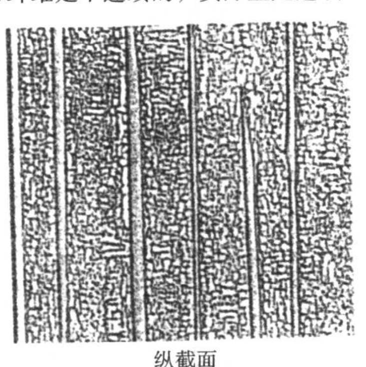
第二代定向凝固共晶合金的典型代表是 γ/γ′－α 和 γ/γ′－MC 两个合金系列，被认为是最有使用前景的合金。γ/γ′－α 是由 γ/γ′基体和 αMo 纤维组成的 Ni－Al－Mo 系共晶合金，这类共晶合金的熔化温度为 1 300～1 310℃，αMo 增强纤维的体积分数为 20%～32%，虽然有如此多的 αMo 纤维，但是，合金的抗氧化性很好。这类合金的主要特点是塑性高和工艺性好，合金的室温塑性为 10%～12%，其室温抗拉强度（约在 940～1 210 MPa 范围内）主要取决于 Mo 含量，合金能以 30 mm/h 的生长速度进行定向凝固，获得复合组织。合金中加 Cr 不仅不会显著降低合金的持久强度，而且可提高合金的周期抗氧化性能。合金在 1 015℃、150 MPa 的持久寿命为 1 000 h。

γ/γ′－MC 定向凝固共晶合金是以 γ/γ′为基体，以 NbC 或 TaC 纤维增强，是目前研制最广泛的合金系列，美国的牌号为 NITAC，法国牌号为 COTAC，俄国牌号为 ВКЛС，表 10.3-63 列出第二代定向凝固共晶合金的成分和承温能力。

表 10.3-63　第二代定向凝固共晶合金的成分和承温能力

合金牌号	化学成分（质量分数）/%											150 MPa、1 000 h 的承温能力/℃
	Co	Cr	Al	Nb	Ta	Mo	W	Re	Ni	C	V	
γ/γ′－α	—	—	6.0	—	—	32.0	—	—	余量	—	—	1 015
γ/γ′－α（Re）	—	—	5.9	—	—	29.7	—	1.2	余量	—	1.6	
ВКЛС－10	10.0	7.0	5.6	3.8	—	1.0	11.0	—	余量	0.45	1.0	
ВКЛС－20	9.0	4.5	6.2	4.0	—	1.0	12.5	—	余量	0.40	1.0	1 040
ВКЛС－20Р	9.0	4.0	6.2	4.0	—	—	12.0	4.0	余量	0.40	—	1 100
COTAC—74	20.0	10.0	4.0	4.9	—	—	10.0	—	余量	0.60	—	1 000
COTAC744	10.0	4.0	6.0	3.8	—	2.0	10.0	—	余量	0.45	—	1 045
COTAC784	10.0	4.0	6.5	4.0	—	4.0	4.0	4.0	余量	0.45	—	
NITAC－13	3.3	4.4	5.4	—	8.1	—	3.1	6.2	余量	0.54	5.6	1 005
NITAC－14B	3.9	4.2	5.5	—	9.0	—	4.5	6.2	余量	0.27	5.6	
NITAC－3－116A	3.7	1.9	6.5	—	8.2	—	—	6.3	余量	0.25	4.0	1 030
NITAC－C	3.9	4.0	5.5	—	11.7	3.0	4.5	6.6	余量	0.45	—	

这类合金的强化机制是以 γ′相强化 γ 基体，以保证合金的中等温度的强度，而基体和 MC 增强相的复合强化保证高温（接近熔点温度）的强度。定向结晶过程中，复合组织的柱状晶以 <001> 方向生长，与铸件的轴心方向的偏差在 10°～20°以内，这与铸件的高度有关。按择优生长原则，接近 <001> 取向的晶粒长大，而其他取向的晶粒被淘汰。尽管在试样剖面上显示的 MC 纤维是不连续的，实际上是连续的，只是因为剖面与纤维的取向不完全平行造成的。每个晶粒是单晶的 γ 基体，其中，由弥散析出的 γ′相颗粒和有序分布的 MC 纤维的连续骨架增强。基体和纤维的晶格之间的取向关系是 $(001)_{\gamma/\gamma'}$ // $(001)_{MC}$ 和 $<001>_{\gamma/\gamma'}$ // $<001>_{MC}$。NbC 纤维的平均尺寸约 1 μm，图 10.3-31 示出 <001> 生长方向的γ/γ′－NbC定向凝固共晶合金的显微组织，生长速度为 6 mm/h。



纵截面



横截面

图 10.3-31　γ/γ′－NbC 定向凝固共晶合金的显微组织　×1 600

为实现 γ/γ′－MC 定向凝固共晶合金的最佳复合材料状态，应使具有接近理论强度的连续纤维晶体在基体中可控定向分布，且相互的结合在热力学上是稳定的，保证合金在接近共晶温度下显微组织稳定，保持热强性能到 1 150℃。与此同时，沉淀强化的 γ′相的溶解温度应尽可能提高，与基体的错配度 $\Delta a_{\gamma-\gamma'}$ 保持在不大的正值，约 0.2%，且与温度相关较弱，为此，借鉴镍基单晶合金的合金化机制，添加难熔元素 W、Mo、Re，其中 Re 最有效。表 10.3-64 给出 γ/γ′－MC定向凝固共晶高温合金的生长速度以及增强相和 γ′相的特征数值。

表 10.3-64　γ/γ′－MC 定向凝固共晶高温合金的生长速度和增强相和 γ′相的特征数值

合金	生长速度 /mm h⁻¹	γ′相质量分数 /%	MC 纤维体积分数/%	MC 纤维平均直径/μm	$\Delta a_{\gamma-\gamma'}$ /%	γ′相溶解温度 /℃	合金固相温度 /℃
ВКЛС10	6	57	3～5	1.2～1.5	0.17	1 200	1 320
ВКЛС20	10	63	3～5	0.8～1.1	0.16	1 248	1 348
ВКЛС20Р	8	60	3～5	0.8～1.1	0.12	1 260	1 358
COTAC744	12	58	6	—	—	1 200	1 340
NITAC－13	6	60	2～4	—	—	1 204	1 346

新型的 γ/γ′－MC 定向凝固共晶高温合金的 1 000～1 150℃持久强度比目前第一代和第二代单晶合金高，图 10.3-32 示出 1 100℃、1 000 h 的持久强度，定向凝固共晶合金 ВКЛС20Р 合金明显高于 CMSX-4、ЖС36、ЖС40 等第二代单晶合金，可提高叶片工作温度 50～75℃。

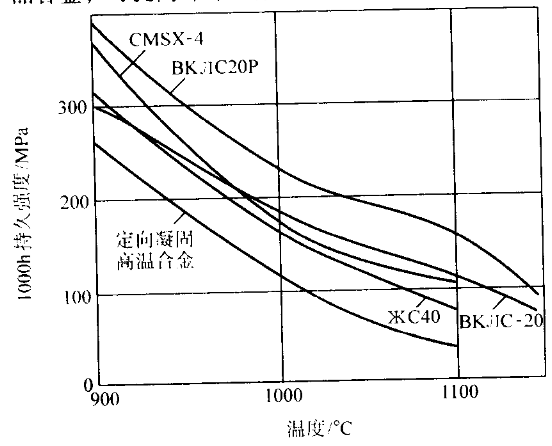


图 10.3-32　定向凝固共晶合金、单晶合金和定向凝固柱状晶合金不同温度下的持久强度

定向凝固共晶合金 γ/γ′－NbC 具有高的疲劳强度，NbC 纤维晶体作为有效的裂纹扩展障碍，起制动作用，降低其扩展速率。ВКЛС－20 合金的 2×10^7 的疲劳极限 σ_{-1}，在 20℃、1 000℃、1 100℃下分别为 360、320、160 MPa。合金室温到 1 100℃的横向瞬时强度比纵向平均低 30%，700～900℃的断裂伸长率几乎为零，横向塑性可通过 B、Zr、Hf 和稀土元素的微合金化以及特殊的热处理来改善。横向蠕变强度接近等轴晶高温合金的强度，横向性能的下降是由于长晶界的低强度。合金具有令人满意的高温抗氧化和热疲劳性能。γ/γ′－NbC 定向凝固共晶合金是最有应用前途的铸造叶片材料。

尽管定向凝固共晶高温合金可使叶片材料的工作温度比现有的最高性能的单晶高温合金提高很多，多数合金具有很好的抗氧化性能，能有效地在热循环条件下工作，但是，要保证可靠工作，还需解决下列技术关键，这包括使用条件下共晶组织的热稳定性，横向性能，耐热腐蚀性和相应的防护涂层，叶片不同部位的组织控制，共晶合金的生长速度。

14　铸造高温合金母合金质量控制和返回料使用

高质量的高温合金熔模精密铸件的生产通常采用两阶法，即首先冶炼母合金锭，经化学成分分析和质量检验合格后，再重熔浇注零件，这是出于实际的考虑，通常高温合金精密铸件的尺寸较小，如果采用一次熔炼浇注，难以控制铸件化学成分的一致性。铸造高温合金母合金多采用真空感应炉冶炼和重熔浇注，低合金化的铁－镍基、镍基和钴基高温合金也可采用非真空感应炉或电弧炉冶炼。目前，国外熔炼高温合金母合金的真空感应炉的容量在 2.2～6.75 t 之间或更大。为了使高温合金铸件具有要求的性能，必须保证其具有一定的化学成分、洁净度及合适的显微组织，而合金的成分和洁净度取决于母合金的冶炼，因此，母合金锭生产是铸造高温合金生产过程中的关键环节之一。

14.1　母合金化学成分的控制

母合金锭化学成分应满足合金技术标准规定的成分范围，也可要求供应厂按合金的最佳成分范围控制，将其验收范围按下列经验公式计算：

$$M_{ex}=M_x+0.075\sqrt{M_x}$$

$$M_{es}=M_s-0.075\sqrt{M_s}$$

式中，M_{es}、M_{ex} 分别为验收成分范围的上、下限；M_s、M_x 分别为标准成分范围的上、下限。

14.2　母合金洁净度的控制

铸造高温合金母合金的成分和洁净度是其质量控制的关键。众所周知，合金中的氧、氮、硫能形成非金属夹杂，这些非金属夹杂是主要的疲劳源，它们的数量、大小和形态对合金的性能有明显影响。铸造高温合金主要用于航空工业，对用于不同类型部件的母合金的质量要求是不同的，例如用于关键的高负荷动部件的质量要求明显高于静部件的。美国通常将高温合金母合金质量等级分为商业级、航空级和特优级，不同质量级别的合金所采用的原材料级别明显不同，特优级质量合金用于制作动叶片和重要结构件，采用高质量的原材料和先进的冶炼工艺。表 10.3-65 列出以 IN718 和 Mar－M247 合金为例的 3 种质量等级的气体和杂质元素的典型含量。这两个合金分别为铁－镍基和镍基铸造高温合金，分别用来制作大型复杂结构铸件和叶片转动件。

表 10.3-65　以 IN718 和 Mar－M247 合金为例的 3 种质量等级的气体和杂质元素的容许含量

元素（质量分数）	IN718/Mar－M247 合金，含量					
	商业级		航空级		特优级	
	工具用途	其他				
N/10⁻⁶	≥20	60～100	60	5～15	10～25	1
O/10⁻⁶	≥5	5～10	<5	<5	2	1
Si/%	≥0.05	0.10～0.30	0.05～0.10	0.02～0.04	<0.02	0.008
Mn/%	≥0.01	≥0.05	<0.02	<0.002	<0.002	<0.002
S/10⁻⁶	≥15	10～40	10～30	5～15	10	<5
Zr/%	—	<0.01	0.001	—	<0.001	—
Fe/%	≥0.10	—	—	0.05～0.10	—	0.03



续表 10.3-65

元素（质量分数）	IN718/Mar – M247 合金，含量					
	商业级		航空级		特优级	
	工具用途	其他				
Cu/%	≥0.002	0.08	0.01 ~ 0.05	0.002 ~ 0.005	< 0.001	< 0.001
P/%	0.002	0.005	0.005	< 0.005	0.001 ~ 0.002	< 0.001
$Pb/10^{-6}$	< 1	1 ~ 5	< 1	< 1	< 1	< 0.5
$Ag/10^{-6}$	< 0.5	< 1	< 1	< 0.5	< 0.5	< 0.5
$Bi/10^{-6}$	< 0.3	< 0.5	< 0.5	< 0.3	< 0.2	< 0.2
$Se/10^{-6}$	< 0.5	< 1	< 1	< 0.5	< 0.5	< 0.5
$Te/10^{-6}$	< 0.3	< 0.5	< 0.5	< 0.2	< 0.2	< 0.2
$Tl/10^{-6}$	< 0.3	< 0.5	< 0.5	< 0.2	< 0.2	< 0.2
$Sn/10^{-6}$	< 5	15 ~ 40	< 10	< 5	< 10	< 5
$Sb/10^{-6}$	< 2	≥2	< 2	< 1	< 2	< 1
$As/10^{-6}$	< 2	5	< 2	< 1	< 2	< 1
$Zn/10^{-6}$	< 2	≥2	< 2	< 1	< 2	< 1

为获得高洁净度的母合金，主要采取下列技术措施：采用纯净原材料；采用合适的精炼温度、精炼时间和真空度；采用陶瓷过滤器。严格控制原材料中的有害杂质元素和气体含量是保证母合金高洁净度的基础，有时为了获得高洁净度合金，对一些原材料进行特殊处理。控制合适的精炼温度和时间对真空冶炼是十分重要的，高精炼温度和长精炼时间有利于降低合金中的气体和杂质含量，但是，也容易加剧坩埚反应，反而降低合金的洁净度。真空度同样是真空冶炼的重要因素，高真空度易脱氧、脱气作用强，合金中易挥发的有害元素易去除，但是，也易引起坩埚反应，易使合金化元素挥发，难以控制合金成分；精炼时间长使生产周期加长。国内外实践证明：采用陶瓷泡沫过滤器能有效减少浮渣和夹杂物，同时对母合金锭的表面质量有益；陶瓷泡沫过滤材料主要有氧化锆基和氧化铝基两种，前者的使用性能更好，但价格较高。

母合金锭洁净度的检测在国外合金标准中有明确规定，英国 R.R 公司采用浮渣检查，要求熔池表面浮渣面积不大于 2%，并有专用浮渣照片作为洁净度检测标准。美国采用电子束熔炼钮扣试样来检测。

14.3　母合金锭表面质量和断面质量

表面质量和断面质量是母合金锭的主要技术指标之一，表面质量与锭模的内表面状态、浇注温度、锭模预热温度和浇注速度有关，掌握合适的工艺参数和严格的操作是重要的措施，同时，采用特殊的表面处理技术也是十分重要的。在严格控制浇注温度和锭模预热温度的同时，采用保温冒口对保证母合金锭的断面质量是非常重要的。采用厚壁模管或铸铁整体模，增加锭模热容量，能有效减小缩孔，提高成材率。

国外铸造高温合金母合金锭技术条件规定的表面和断面质量要求是非常严格的，美国 TELE – DYNE PICCO 公司的标准规定如下。

表面洁净度要求：所有母合金锭应进行无心磨，不允许有喷砂、喷丸和铸造表面，无任何污染，例如油迹、脏物、水迹、氧化膜和锈迹。

表面缺陷要求：不允许有冷隔、飞边、表面裹进、氧化夹杂、热裂、针孔、缩孔、过度研磨、裹进外来金属或锭模材料。

断面质量要求：一次缩孔直径必须测量，当锭子直径为 63.5 ~ 82.5 mm 时，允许的一次缩孔最大直径为 9.5 mm；锭子直径为 82.5 ~ 108 mm，允许的一次缩孔最大直径为12.7 mm；但缩孔内必须清洁，无沾污物、油污、外来夹杂和蜂窝状缺陷。锭子端头的一次缩孔的直径超过允许值应切除，直到满足要求为止，一次缩孔直径要求不适用于二次缩孔。

采用上述技术措施，在获得高洁净度、高表面质量和断面质量母合金锭的同时，也显著提高合金的力学性能。目前我国现行的母合金锭技术标准中，除明确按国外同合金技术标准执行的以外，其余的合金技术标准对母合金锭质量要求与国外相比有较大差距。

14.4　母合金锭的力学性能

在铸造高温合金母合金锭技术标准中，力学性能检测项目通常是拉伸（室温、高温）和持久性能，美、英、法等国的技术标准注重中温性能，而俄罗斯一般是高温性能；对于定向凝固高温合金，美、英、法等国要求对检测试样有晶粒取向要求，例如定向凝固合金的试样的轴线必须与晶粒生长轴平行，两晶粒轴线夹角不大于 15°。此外，英国 R.R 公司对铸造高温合金的力学性能波动性有严格要求，用以下公式表示性能波动：

性能波动 ＝（实测最高持久性能 － 实测最低持久性能）÷ 实测平均持久性能

在英国 R.R 公司的 MSRR9956 和 MSRR7080 合金技术标准中规定：1 040℃，110 MPa 条件下，波动值 $R \leqslant 0.7$，否则就不合格。

14.5　铸造高温合金返回料的利用

铸造高温合金含有大量镍、钴、铬等贵重元素，在铸造生产和加工过程中，不可避免产生合金废品，以航空发动机叶片为例，收得率一般在 20% ~ 30%，这些含有钴、镍、铬等贵重金属的合金废料，一般都作为冶炼该合金的原料加以利用，称为返回料。返回料的利用具有显著的经济效益，但直接使用返回料存在冶金质量问题。导致返回料高温合金性能下降的主要因素是 N、O 气体含量随返回次数而不断增多，形成的氧化物、氮化物等夹杂含量增多，从而降低合金的性能。因此降低返回料中的有害杂质成为冶金工艺的关键。许多铸造高温合金的废料经净化处理后，提高合金的洁净度，可以重新利用，按合金和零件的不同，在技术标准中规定返回料的使用比例。普通铸造高温合金的返回料使用比例通常在 40% ~ 80% 范围内，一般来说，涡轮叶片合金的返回料使用比例低于导向叶片合金。

我国对镍基、钴基等轴晶和定向凝固柱状晶铸造高温合金的返回料使用进行了研究，通过采用过滤净化改善合金的性能，并得到实际应用，取得显著经济效益。在研究钴基铸造高温合金返回料工艺中，采用稀土元素 Ce 可明显降低合金中的 N、O 含量，同时还可细化钴基铸造合金的枝晶组织，Ce 富集在界面强化晶界，在不改变合金塑性的前提下，提高合金的持久强度和拉伸强度。

以 K417 镍基铸造高温合金为例，研究返回料多次重熔浇注后，合金成分、组织和性能的变化，再经陶瓷泡沫过滤净化处理后，有效降低合金中夹杂物的含量，使返回料性能达到或接近新料的性能水平。表 10.3-66 列出 K417 合金锭多次重熔后的气体含量。数据表明：合金经多次重熔后，氮含量显著增加，而氧、氢含量变化不大。新料和多次重熔返回料的显微组织变化主要在碳化物和共晶相的形态、尺寸和数量，表 10.3-67 列出 K417G 合金新料和返回料锭的碳化物形态、尺寸、数量和疏松级别。碳化物的宽长比和平均直径的

变化表明：新料的碳化物宽长比较小，以片状草书体为主；返回料碳化物宽长比较大，平均直径减小，以块状为主；重熔后的返回料的一次碳化物的数量减少。金相观察发现：返回料中有含高 Si 的灰色和富 Mo、Si、Al 的黑色复杂碳化物，这说明返回料必须净化处理；同时发现：返回料的共晶相较新料的粗大，枝晶通道曲折，表明凝固机制不同，使返回料合金的疏松倾向性增大。据报道，返回料中氮含量增高导致合金流动性差和补缩作用不强，因此，疏松倾向性增大。

表 10.3-66　K417 合金锭多次重熔后的气体含量（质量分数）　%

重熔次数	N	H	O
1	0.000 8	0.000 22	0.001 2
2	0.000 6	0.000 47	0.001 2
3	—	—	—
4	0.001 7	0.000 42	0.001 0
5	0.001 8	0.000 30	0.001 5
6	0.001 7	0.000 36	0.000 9
7	0.001 3	0.000 39	0.001 1
8	0.002 0	0.000 29	0.001 2

表 10.3-67　K417G 合金新料和返回料锭的碳化物形态、尺寸、数量和疏松级别

重熔次数	碳化物宽长比			碳化物平均直径/μm			碳化物体积分数/%	疏松级别
	最小值	最大值	平均值	最小值	最大值	平均值		
新料	0.09	0.72	0.366	1.19	12.3	3.49	2.61	0
一次重熔	0.21	0.84	0.555	1.68	7.59	3.18	1.47	2
二次重熔	0.21	0.92	0.613	1.68	6.12	2.94	1.15	3

返回料的氮含量分析发现：随熔化温度升高，返回料中氮的释放有两个峰值，第一个在 1 400℃左右，占氮含量的 10%～30%，第二个在 1 900℃附近，放出其余的 70%氮，新料中未见此现象，这说明返回料中大部分氮存在于一次碳化物中，难于分解。去除这些有害夹杂物的有效措施是采用陶瓷泡沫过滤处理，返回料经过滤处理后，显著改善合金的中温持久性能和低周疲劳性能，如图 10.3-33 和图 10.3-34 所示。过滤净化后能改善合金返回料的力学性能，主要是减少了合金中的非金属夹杂物，电子束水冷铜坩埚熔化钮扣试样测试表面浮渣量结果表明：氧化物浮渣面积由未过滤的 3.581 cm^2/kg 下降到过滤后的 0.315 cm^2/kg，过滤效果为 91%。

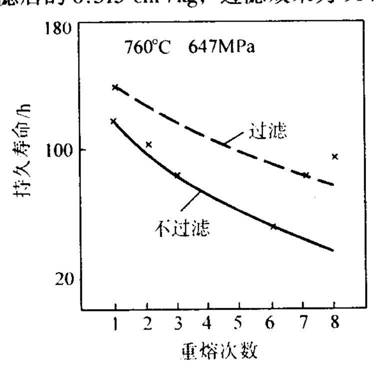


图 10.3-33　过滤处理对 K417 合金返回料中温持久性能的影响

国内外研究实践证明：经专门处理的含铪铸造高温合金（包括含铪的定向凝固柱状晶高温合金）的返回料是可以使用的。据了解，法国透默公司的阿赫耶发动机一级涡轮叶片采用含质量分数为 1%Hf 的 NW12KCATHf 合金，返回料允许用量为 50%。铪是一种强活性元素，在凝固过程中与铸型表面反应生成 HfO_2，铸件表面生成的 HfO_2 在铸件废料返回重熔时，必将带到料锭中，因为 HfO_2 密度高于合金液，难以形成浮渣去除，为此，国内外普遍采用陶瓷过滤净化技术。美国特殊金属公司的试验表明：对含铪的 PWA1422 合金采用合适的陶瓷过滤网和浇注速度，过滤效率可达 90%；还有研究表明：氧化铝和氧化锆两种材料的过滤网对去除 HfO_2 夹杂物都有效。

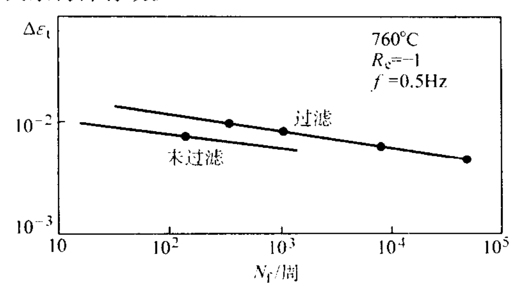


图 10.3-34　过滤处理对 K417 合金返回料低周疲劳性能的影响

综上所述，过滤净化能有效去除非金属夹杂物，显著改善合金的中温持久和低周疲劳性能，因此，过滤净化后的返回料可以使用，但是，为了保证部件使用的可靠性，在采用过滤技术的同时，应对冶炼、铸造工艺进行严格控制，保证铸锭的表面质量和断面质量。

15　高温合金精密铸件冶金质量控制

铸造高温合金是通过精密铸造工艺制作各种不同类型的零部件的，精密铸造工艺包括等轴晶普通铸造、细晶铸造、定向凝固和单晶铸造等。精密铸造的最终目的是获得所设计的尺寸合格的几何形状，并具有最优化的、能重复再现的性能。因此，高温合金精密铸件的质量控制包括尺寸和冶金两个方面，这里只涉及冶金质量控制。高温合金精密铸件的冶金质量是指铸件的健全性、宏观组织、显微组织和性能。为了获得高质量的铸件，应对铸件的凝固过程进行控制，使其凝固组织保持一致，进而保证铸件力学性能的稳定性。

对于铸造高温合金来说，必须与材料的铸造工艺相适应，即在保证合金性能的前提下，能够制造出合格的铸件，因此，铸造高温合金应具有良好的铸造性能。合金的铸造性能是指合金在铸造生产过程中表现出的工艺性能，这是一个综合性概念，通常包括合金在铸造生产工艺过程中表现出的流动性、收缩性、热裂倾向性和铸造应力倾向性等特性，具体反映在铸件的显微疏松、热裂、夹杂等缺陷的程度。合金的铸造性能与其物理化学性能和结晶过程特征有关。高温合金的合金化元素对其铸造性能有很大影响。实践表明：含 Ti 高的合金易形成显微疏松，热裂倾向性大，例如 IN100 合金易出现疏松；在 René125 合金基础上调整 Ti 等元素含量，可改善合金的热裂倾向性；Zr 与 Ti 相类似，增加合金的结晶裂纹倾向性；相反，Hf 可显著改善 DS Mar－M200 合金的铸造性能，可铸成复杂型腔的空心叶片。

一个具体的高温合金精密铸件的铸造工艺一经确定，就不得任意改变。控制等轴晶铸件凝固的工艺因素主要是：浇注温度、铸型加热温度、浇注速度、铸型材质和厚度、浇注系统的设计、铸型包裹保温材料、铸型内表面孕育层等。高温合金铸件的浇注温度通常为合金液相线温度以上 100～160℃，铸型的加热温度通常为 850～1 050℃；铸型分为单壳和填砂造型，这两种铸型的冷却速度有很大差别，在真空条件下，对流传热效应减弱，铸型的热量散出主要靠传导，其次是辐射，填砂造型工艺的耐火材料颗粒能吸收铸件凝固放出的热量，而单壳工艺的传导作用小于填砂造型工艺，因此，单壳工艺的凝固冷却速度比填砂造型工艺的慢。为使复杂形状铸件实现顺序凝固，在要求缓冷的部位可在壳型外包裹保温材料。

制定一个铸件的工艺首先要保证获得健全的铸件，即完



整成形、无裂纹和限制最低的疏松。为获得健全的铸件，应控制凝固过程，以便有足够的液态金属去补缩先凝固的枝晶区域，使最后凝固的区域处于铸件之外的浇口内。通常，提高铸型和金属的温度可以获得低的凝固速度，这有利于生产出健全的铸件。

在保证获得健全铸件的同时，要尽可能获得要求的铸态组织。通过铸件的凝固冷却速度控制其宏观晶粒度和显微组织的一次和二次枝晶臂距、一次碳化物形态和尺寸、共晶偏析和显微疏松，最终获得高性能的铸件。

宏观晶粒度：控制晶粒度对于合金铸件的力学性能和物理性能有重要影响。对于等轴晶铸件，在铸件的截面内由许多任意取向的等轴晶组成是最理想的，它可以提供均匀一致的性能。但是，这对于薄壁截面来说是很困难的，为此，采用壳型表面孕育细化、选择合适的模温和浇注温度等工艺参数，以加速晶粒成核和凝固。通常，细晶铸件的拉伸、疲劳和中、低温持久性能较好；而粗晶铸件的高温持久性能较好，这是由于减少晶界的效果。与此同时，晶粒取向的影响变大，造成性能的分散。对于涡轮叶片来说，按其不同部位的温度、应力工况要求的晶粒组织不同，叶身的温度高，主要承受蠕变应力，要求粗晶组织，而厚截面的叶根榫齿部位的工作温度较低，主要受疲劳应力，则要求细晶组织。

高温合金铸件的表面晶粒度分为 8 个级别，每个级别的平均晶粒直径尺寸规定如下：

级　别	1	2	3	4	5	6	7	8
平均晶粒直径/mm	0.71	0.99	1.41	1.99	2.82	3.99	5.64	7.98

除专用技术标准规定外，航空发动机叶片的表面晶粒度的要求如下。

等轴晶涡轮叶片：叶身为 5 级，前、后缘为 4 级，安装板榫根为 6 级；最大晶粒尺寸不超过 4 mm，柱状晶长度为单个晶粒的 2 倍，柱状晶不允许垂直延伸到前、后缘。

等轴晶导向叶片：叶身为 7 级，安装板为 8 级，单个最大晶粒不允许超过 15 mm，柱状晶不允许垂直延伸到前、后缘。

定向凝固柱状晶叶片：柱状晶从底部向上垂直延伸与主应力轴平行，晶粒无明显截面变化；柱状晶与叶型轴线的夹角不大于 10° ~ 15°，相邻两柱状晶间夹角不大于 20° ~ 25°，晶粒宽度不超过叶型中弦的 40%，在型面中弦上至少 5 个晶粒；前后缘不允许有露头晶，中间不允许有断晶，叶型表面不允许有等轴晶或横向晶，叶冠和安装板不允许有杂乱取向晶粒。

单晶叶片：每个叶片应由一个晶粒组成，初始定向轴线 [001] 与叶片型面积叠轴之间的夹角不大于 15°，不允许有任意取向晶粒存在，此外，对亚晶界作了规定。

枝晶组织：一次和二次枝晶臂距受铸件冷却速率的控制，如图 10.3-35 所示。图中给出若干镍基铸造高温合金在

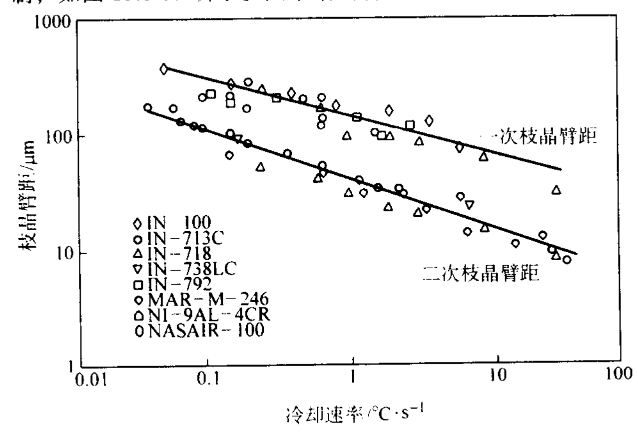


图 10.3-35　若干镍基铸造高温合金的枝晶臂距与冷却速率的关系

工业条件和试验室条件的冷却速率与一次和二次枝晶臂距的关系。除了沉淀强化、固溶强化和晶界强化之外，枝晶组织对镍基铸造高温合金的强度起着重要作用，如图 10.3-36 所示，以 IN718 合金为例，给出不同截面尺寸、不同热处理制度和不同热等静压状态的铸造成形试样和铸件切取试样的二次枝晶臂距与屈服强度的关系。图中示出的屈服强度下限和上限代表试样的不同状态，当试样经部分均匀化处理时，偏析的 Nb 在共晶 Laves 相中，使富 Nb 的 γ″强化相未充分析出，同时，共晶和一次碳化物偏析造成的元素偏析使固溶强化也不充分，从而，合金的强度更多依靠于枝晶组织，即二次枝晶臂距；相反，当充分均匀化后，使得固溶强化和 γ″相沉淀强化起主导作用，这样一来就降低了枝晶组织的作用，因此上限较下限变得平缓。同样，钴基高温合金无 γ′、γ″沉淀强化相，其屈服强度更多取决于枝晶组织。

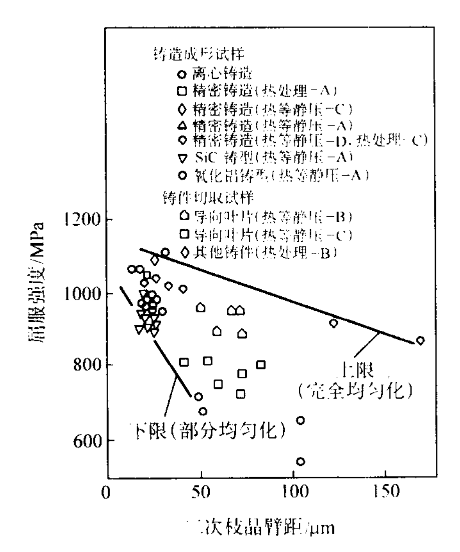


图 10.3-36　IN718 合金的不同截面尺寸、不同热处理制度和不同热等静压状态的铸造成形试样和铸件切取试样的二次枝晶臂距与屈服强度的关系

热等静压制度

A：1 163℃/103 MPa × 2 h + 1 066℃ × 1 h

B：1 200℃/103 MPa × 4 h

C：1 191℃/103 MPa × 4 h

D：1 163℃/103 MPa × 4 h

热处理制度

A：1 093℃ × 1 h + 954℃ × 1 h

B：1 093℃ × 5 h

C：1 135℃ × 10 h + 1 038℃ × 2 h

时效处理制度（全部材料）718℃ × 8 h 炉冷或控冷到 621℃ × 8 h，空冷

一次碳化物：等轴晶镍基铸造高温合金通常含质量分数为 0.05% ~ 0.20% C，钴基合金含碳最高到质量分数为 1.0%，两种系列的合金利用碳化物来提高晶界强度，钴基合金的碳化物同时强化晶内。在凝固过程中形成的一次碳化物形态更多受熔炼和铸造工艺的控制，碳化物的数量、尺寸和形态对铸件的蠕变和疲劳性能有很大影响。如果使用条件要求合金中较少的碳化物，可使合金的碳含量接近合金技术标准规定成分的下限；一次碳化物可在液相线温度以上存在，因此熔化的过热温度是非常重要的，例如 IN738 合金，熔化温度范围在 1 260 ~ 1 370℃，而一次碳化物（Ti，Ta）C 的熔化温度在 1 525℃以上，只有加热炉料高于这一温度，使得母合金中的大块一次碳化物熔化，而后在凝固过程中重新析出，其尺寸、形态和分布由铸造工艺和成分决定，图 10.3-37 示出定向凝固的 IN100 合金的碳化物尺寸与冷却速



率 $G\times R$ 的关系。图 10.3-38 示出定向凝固的 IN100 合金的碳化物体积分数、形态与 G/R 比的关系，提高 G/R 比，碳化物由汉字形变为块状，同样，添加微量的 Mg、Ca、Ce 和其他稀土元素也可控制碳化物的形态。

共晶偏析和枝晶偏析：高温合金凝固的本质特征是偏析，随着合金化程度的提高，铸造高温合金的偏析变得更加严重。枝晶偏析中，高熔点元素富集在枝晶干，而 Al、Ti、Nb、Zr 等偏聚在枝晶间；共晶偏析通常在枝晶间和晶间形成，镍基合金的（$\gamma+\gamma'$）共晶是最后凝固的，具有网状形貌，主要由 γ'相、碳化物、硼化物和一些低熔点相组成，富集 Al、Ti、Nb 和 Ni 等元素，共晶的形成主要取决于合金的成分，但是，铸造工艺也起着重要作用，当 IN713C 合金的共晶体积分数保持接近 0.10% 时，随冷却速率从 0.56℃/s 下降到 0.036℃/s，共晶尺寸从 11 μm 增加到 19 μm；钴基合金的共晶是由片状的 γ 和 $M_{23}C_6$ 碳化物组成，在热处理过程中溶解，更多的碳重新分布。

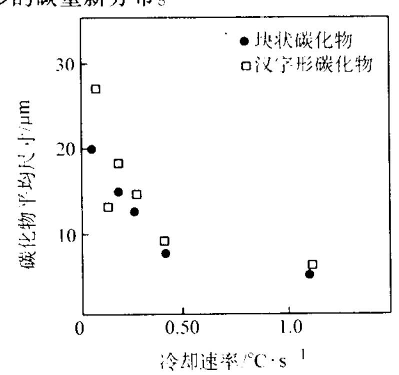


图 10.3-37 定向凝固的 IN100 合金的碳化物平均尺寸与冷却速率 $G\times R$ 的关系

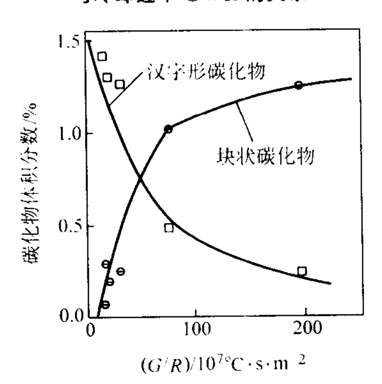


图 10.3-38 定向凝固的 IN100 合金的碳化物体积分数、形态与 G/R 比的关系

疏松：高温合金铸件内的疏松应尽可能减少，因为它会成为断裂源，尤其是疲劳的断裂源。高温合金精密铸件的疏松有 3 个主要来源：不溶解的气体形成的气孔，枝晶间不良补缩引起的显微疏松，不适当的浇注系统造成的宏观疏松。当高温合金铸件采用真空冶炼和铸造技术后，气孔的缺陷基本得到控制。

显微疏松：高温合金铸件的凝固是以树枝状结晶为特征的，因此，显微疏松也是固有的。这类疏松孔洞通常是球状的，其直径小于枝晶臂距。在移动的固相线界面前沿的糊状区形成，液态金属补缩受阻于二次枝晶臂形成的弯曲通道，即在糊状区内的枝晶体积分数相当大时，残余的液态金属实际上不可能再补缩；有时，这些孔洞沿枝晶干长度方向每隔一定距离在枝晶间形成；显微疏松的数量可通过铸造过程予以控制，它受具体合金成分（主要是合金凝固温度范围）和铸件冷却速率控制。图 10.3-39 和 图 10.3-40 分别示出 NASAIR100单晶高温合金的冷却速率和 Ford 合金的凝固温度范围 ΔT 与显微疏松的关系。

建立了 IN100 合金的显微疏松倾向性与铸造工艺参数、合金特征性质的关系式如下：

$$\text{“显微疏松倾向性”} = \frac{24\pi\nu\beta'\eta t^3}{\rho_1 g}(\Delta T/G)^2 R'$$

式中，ν 为枝晶间液态金属的黏度；β' 为金属的收缩率；η 为枝晶密度；t 为枝晶弯曲度；ρ_1 为枝晶液态金属密度；ΔT 为合金凝固温度范围；G 为固液界面温度梯度；R' 为平均凝固速度。

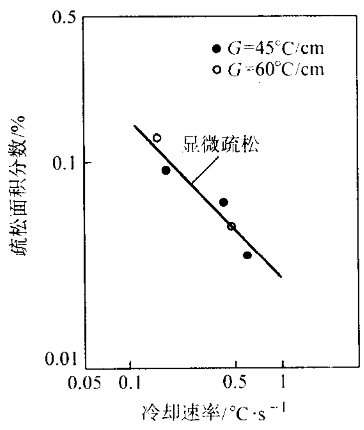


图 10.3-39 NASAIR100 单晶高温合金的显微疏松与冷却速率的关系

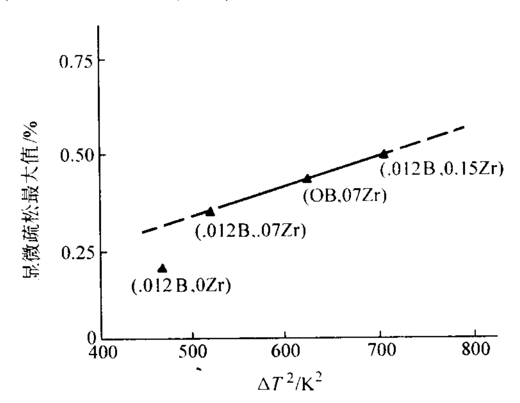


图 10.3-40 Ford 合金的显微疏松与凝固温度范围 ΔT 的关系

由上式可见：合金的收缩小、液态金属黏度低、枝晶密度和枝晶弯曲度小、凝固温度范围窄、枝晶液态金属密度大，对于减少显微疏松有利。而对于给定的合金，为减少显微疏松可以采取的工艺措施是提高温度梯度和冷却速率，然而，过高的温度梯度和过快的冷却速率将不利于铸型的完全充填和引起热裂。高温合金铸件中总是难免有显微疏松的，这是高温合金凝固过程所固有的。如果通过凝固过程控制所形成的显微疏松达不到要求，可采用热等静压致密化处理有效消除显微疏松。

宏观疏松：这类疏松是由合金凝固过程中的体积收缩引起的，在铸件最后凝固的厚壁截面形成，在很大程度上，通过补缩浇口控制宏观疏松。由于高温合金铸件形状复杂且要求近成形、无余量或少余量，浇注系统的尺寸和布置主要是通过试验来确定，近年来，计算机数值模拟技术的快速发展，铸件凝固过程温度场模拟以及在此基础上的铸件缩孔、疏松预测已成为商业化软件的基本功能，通过铸件凝固过程的模拟，优化工艺参数，确保铸件质量，使铸造生产由依靠经验转向科学理论指导。

高温合金铸件显微疏松的检查方法有标准图片评定法和定量金相显微指数评定法。标准图片评定法为每一个合金铸



件制定显微疏松评级图，进行显微疏松检查；定量金相显微指数评定法是在定量金相显微镜下对被检试样的规定面积进行逐格检测，叶片内部缺陷将显微孔洞和显微疏松合并计算，用检查面积的百分数表示，在视场上观察到的缺陷面积占整个视场面积的 1%，则缺陷指数为 1。以涡轮叶片为例，显微疏松的标准（除专用标准外）通常按下表的规定执行。表 10.3-68 列出 4 种标准级别，由质量验收标准规定出 A、B 区，A 区为严格控制区，B 区为普通区。具体检验方法为每熔批叶片中取 1～3 片，按标准截面积取样，在定量金相显微镜上用 100 倍观察，受检面积为 1 mm × 1.25 mm，扫描检查每个截面上的疏松所占视场面积的百分数。

表 10.3-68 涡轮叶片显微疏松标准

标准级别	缺陷指数				
	0.5	0.8	1.0	1.5	2.0
1	不限	0	0	0	0
2	不限	最多 2 处	0	0	0
3	不限	不限	最多 3 处	最多 1 处	0
4	不限	不限	不限	最多 2 处	最多 1 处

通常，铸造高温合金的力学性能是以单独浇铸的试样来测试的，实际上，它不能代表叶片等铸件的性能。表 10.3-69 给出 B－1900 合金的单独浇注试样和从叶片切取的试样的性能数据。表中数据表明：两种不同浇注条件制备的不同尺寸试样的力学性能有很大的差别。这种差别是由于它们在铸造过程中的冷却速度和其他凝固参数不同造成的。

零件性能和成型试样性能的差别将影响合金在发动机上的使用可靠性，按成型试样性能设计得出的强度足够的合金可能在发动机运行过程中出现意外的断裂，因此，近年来对零件性能的研究得到重视。铸造叶片上取样的性能比成型试样的性能不仅低，而且分散度大；在同一叶片的不同部位取样测试的性能也有差别，铸件的截面厚度差别是重要因素，从厚截面的叶片榫头取样和从薄截面的叶身后缘取样，性能差别很大，分散度也大，即尺寸效应使得截面尺寸越小寿命越低，数据也越分散。表 10.3-70 给出 K419 合金填砂造型浇注的 $\phi 5$ mm成型试样和叶片榫头部位切取的 $\phi 3$ mm 试样以及从叶身后缘切取的厚度 $\delta = 1$ mm 的板状试样测试 760℃/648 MPa 持久性能结果以及对应试样的显微组织特征参数的数据。由表中数据可知：铸造高温合金中温持久性能的截面尺寸效应不单纯受试样尺寸大小所决定，它还受许多冶金因素的影响。

表 10.3-69 B－1900 合金的单独浇注试样和从叶片切取试样的性能数据

试样尺寸		单独浇注试样，直径 6.35 mm	叶片取样，直径 4.52 mm
室温拉伸性能	抗拉强度/MPa	931	793
	屈服强度/MPa	745	689
	伸长率/%	7	3
982℃/200 MPa 持久性能	寿命/h	35	30
	伸长率/%	7	5
760℃/648 MPa 蠕变性能	寿命/h	75	25
	断裂前 2 h 的蠕变量/%	2.5	1.3

表 10.3-70 K419 合金的成型试样和叶片切取试样测试 760℃/648 MPa 持久性能结果以及对应试样的显微组织特征参数的数据

试样		760℃/648 MPa 持久性能					枝晶尺寸/μm	试样横截面上晶粒数	截面尺寸/枝晶尺寸	γ + γ′共晶		MC 碳化物	
		平均寿命/h	δ/%	ψ/%	试样数	寿命波动范围/h				数量（体积分数）/%	尺寸/μm	数量（体积分数）/%	尺寸/μm
$\phi 5$ mm 试样		220	3.7	5.8	3	90～400	31.6	19	159	14.2	15.7	1.03	2.5
叶片	$\phi 3$ mm	177	3.7	4.9	12	24～279	67.5	4.6	44	6.3	21.4	—	—
	$\delta 1$ mm	199	4.6	—	14	2.6～465	37.8	10.5	26	13.7	16.4	—	—

16 高温合金及其精密铸件的热处理

在 20 世纪 60 年代中期以前，铸造高温合金通常都铸态使用，当时采用的精密铸造厚壁铸型使铸件慢速冷却，对铸件起到时效作用。后来采用快冷壳型模，铸型的时效作用随铸件截面尺寸和各种不同的工艺参数而变化，与此同时，铸造高温合金的合金化程度不断提高、合金的 γ′ 相数量逐渐增多，尤其是新型铸造高温合金——定向凝固和单晶高温合金的出现，要求通过热处理实现显微组织的最佳化和性能分散度的最小化，于是，热处理成为调控合金组织和性能的重要手段，成为铸造高温合金部件生产的不可缺少的工序之一。通过热处理这一工艺过程，使合金的铸态组织转变为适应部件工况要求的组织，提高了合金部件的性能，满足设计的要求。

铸造高温合金的热处理包括均匀化固溶、稳定化和时效处理，此外，还有对铸件的消除应力热处理。

16.1 均匀化固溶处理

固溶处理是在高于 γ′ 相的溶解温度以上进行，目的是使铸态析出的粗大 γ′ 相颗粒全部或部分溶解，以便在随后的时效过程中重新以细小颗粒均匀析出；经固溶处理的合金显微组织中还可能保留一些枝晶间的共晶相和其他相。而均匀化处理是在更高的温度下进行，距合金的固相线温度仅 14℃左右，经均匀化处理将使合金成为单相固溶体 γ，只有极少数的 MC 一次碳化物；均匀化促使合金化元素重新分布，减轻枝晶偏析，减小枝晶间和晶粒间的薄弱区域。

等轴晶镍基铸造高温合金的热处理通常为固溶处理，其温度高于或接近合金的强化相 γ′ 的溶解温度，距合金的固相线温度约在 100℃以内，固溶处理的作用在于将粗大的铸态 γ′ 相颗粒全部或部分溶解，在随后的时效过程中重新以细小、弥散颗粒析出，以提高合金的高温强度。固溶温度的选择取决于对合金综合性能的要求，同时受限于合金的初熔温度。通常，镍基铸造合金的铸态组织中含有 γ + γ′ 共晶相和 M_3B_2 相，它们的存在使合金初熔温度显著降低，因此，通常选择不完全固溶热处理，这样既可获得一定的高温强度和较好的塑性，又不致引起合金初熔；钴基铸造高温合金的碳化物是非常稳定的，通常不进行固溶处理。

镍基定向凝固高温合金的高温热处理的原则是应尽可能



多地溶解铸态的粗大 γ′相，然后在时效过程中重新以细小、均匀形态析出，以提高合金的高温强度，然而，这类合金含有 C、B、Zr 等晶界强化元素，有的还添加 Hf，使得合金的初熔温度降低，为此，只有选择不完全固溶处理；也可在固溶处理前，进行预处理，通过扩散减轻偏析，提高合金的初熔温度，然后进行高温的固溶处理。

单晶高温合金的热处理属于均匀化固溶处理，由于单晶合金没有晶界，合金内无需添加 C、B、Zr 等晶界强化元素，这样极大地提高了合金的初熔温度，从而有可能采用高的均匀化固溶处理温度，经均匀化固溶处理将使合金成为单相固溶体 γ，只有极少数的 MC 一次碳化物；在均匀化过程中，铸态的粗大 γ′相和 γ+γ′共晶相几乎完全溶解，同时，合金元素通过扩散重新分布，使得枝晶偏析显著减轻；均匀化处理中的升温速度非常重要，可以通过控制的升温，逐渐使枝晶偏析减轻，合金的初熔温度逐渐升高，达到最佳的均匀化；均匀化处理时间的选择取决于铸造偏析程度，要求的力学性能水平，同时要考虑经济性。通常为 1～4 h。

16.2 稳定化处理

稳定化处理用来提高合金的蠕变性能，其温度在固溶处理和时效处理温度之间，使 γ′相的尺寸和形态最佳化，并促进铸态碳化物的分解，转变成细小的晶界碳化物；镍基铸造合金叶片的稳定化处理常常和涂层的扩散连接处理结合进行。

16.3 时效热处理

时效热处理是在中等温度下进行，其作用是为了强化相的再析出或长大，例如镍基合金的 γ′相，钴基和镍基合金的细小碳化物相，含铌的镍－铁基合金的 γ″相，以提高合金的中温持久性能和减小性能的分散度。选择时效温度以控制沉淀析出物的成核和长大速率为准则，选择上限温度，沉淀析出物较少而易粗化，而选择下限，则沉淀析出物较多而粗化慢。对于高合金化的镍基铸造合金，有时在固溶处理后采用多级时效处理，以析出不同尺寸的 γ′相，使合金具有最佳的综合性能。

表 10.3-71 列出国外典型镍基、钴基普通铸造高温合金、镍基定向凝固和单晶高温合金的热处理温度、热等静压温度和 γ′相溶解温度。表 10.3-72 列出我国普通铸造高温合金的热处理制度。表 10.3-73 列出我国定向凝固和单晶高温合金的热处理制度。

16.4 消除应力热处理

消除应力热处理在中等温度下进行，以减小残余的铸造、焊接和机加工应力，这一工序通常在稳定化和时效处理之间进行。形状复杂、壁厚不均匀、尺寸公差要求严和焊后的高温合金铸件应进行消除应力热处理。具体合金的处理制度应根据合金的成分、组织特征、工艺过程中形成的残余应力的类型和大小来选择，通常的处理温度范围是 870～1 080℃。定向凝固镍基合金的 γ′相溶解温度较高，因此，消除应力热处理温度也相应提高。

镍基铸造高温合金铸件的热处理必须在真空或保护性气体下进行，以防止铸件表面氧化和表层元素的挥发。在真空热处理炉内充保护性气体，它的分压比纯真空有利于防止铸件表面铬、铝的挥发。为使镍基合金叶片从固溶温度尽可能快地冷却，以防止 γ′相在冷却过程中粗化，在真空炉内引入冷却惰性气体，并使之在炉内循环，称之为气体炉淬火。也可将铸件装在通有保护性气体的容器内，在非真空热处理炉内加热，冷却时，将容器从加热炉内移出，向容器内通入冷却气体，获得要求的冷却速度。钴基铸造高温合金的高温热处理，如果无特殊要求，可在大气下进行。

表 10.3-71 国外典型镍基、钴基铸造高温合金的热处理温度、热等静压温度和 γ′相溶解温度

合 金	高温热处理温度/℃	涂层或中间热处理温度/℃	时效处理温度/℃	热等静压温度/℃	γ′相溶解温度/℃
B1900/B1900 + Hf	1 245①	1 080	900	1 185～1 205	1 218～1 275
IN100	1 095～1 175①	980～1 080	845～870	1 205	1 205～1 225
IN713	1 150～1 205①	955～1 080	760～900	1 205～1 220	1 180
IN718	1 095～1 190	955～1 065	620～760	1 120～1 190	915
IN738	1 120	1 080	845	1 205	1 160～1 175
IN792	1 120～1 230	1 080	760～845	1 185	—
IN939	1 150～1 160	1 000	700～900	—	1 080～1 100
Mar-M246 + Hf	1 205～1 230	1 080	870	—	—
MarM247	1 185～1 230	1 080	870	1 185	1 240～1 245
René80/René80H	1 190～1 205	1 080～1 095	845	1 205	—
Udimet500	1 120～1 150	1 080	760～845	1 205	1 080
Udimet700	1 150～1 160	1 080	760	1 205	1 150
GTD111	—	1 120	845	1 205	1 190
FSX414	1 150	980	—	1 205	—
Mar-M509	①	①	①	1 205	—
X-40，X-45	1 150	980	—	1 205	—
DS MarM247	1 230	980	870	—	—
DS MarM200 + Hf	1 230	1 080	870	—	—
DS René 80H	1 190	1 080	870	—	—
CMSX-2，3	1 315	980～1 110	850～870	1 285	1 290，1 307
PWA1480	1 290	1 080	870	—	—
René N4	1 270	1 080	900	—	—

注：表中所列数据仅作为指导性的。热处理的时间、加热和冷却速度等参数依据具体的合金成分范围、要求的均匀化程度、先前的热过程以及工况的要求来确定。

① 表示“通常不采用”。



表 10.3-72 我国普通铸造高温合金的热处理制度

合金	热处理制度
K213	1 100℃ ×4 h，空冷
K403	1 210℃ ×4 h，空冷；或铸态
K405	铸态
K406/K406C	980℃ ×5 h，空冷
K409	铸态或 1 080℃ ×4 h，空冷 +900℃ ×10 h，空冷
K417/K417G/K417L	铸态
K418/K418B*	铸态或 1 180℃ ×2h，空冷 +930℃ ×16 h，空冷，* 无 930℃时效处理
K419	铸态
K423/K423A	1 190℃ ×15 min，炉冷在 45 min 内降至 1 000℃，空冷；或铸态
K424	铸态或 1 210℃ ×4 h，空冷
K438/K438G	1 120℃ ×2 h，空冷 +850℃ ×24 h，空冷
K441	1 100℃ ×2 ~ 2.5 h，炉冷至 900℃，空冷
K477	1 160℃ ×2 h，炉冷降至 1 080℃，空冷 +760℃ ×16 h，空冷
K480	1 220℃ ×2h，空冷 +1 090℃ ×4 h，空冷 +1 050℃ ×4 h，空冷 +840℃ ×16 h，空冷
K491	1 080℃ ×4h，空冷 +900℃ ×10 h，空冷
K4002	870℃ ×16 h，空冷
K4169	1 095℃ ×1 ~ 2 h，空冷 +955℃ ×1 h，空冷 +720℃ ×8 h，炉冷（56℃/h）降至 620℃ ×8 h，空冷
K4537	1 150℃ ×2 h，空冷 +1 050℃ ×4 h，空冷 +850℃ ×16 h，空冷，或铸态
K640	铸态
K825	铸态

表 10.3-73 我国定向凝固和单晶高温合金的热处理制度

合金	热处理制度
DZ404	1 220℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DZ405	1 210℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DZ417G	1 220℃ ×4 h，空冷 +980℃ ×16 h，空冷
DZ422	1 210℃ ×2 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DZ422B	1 175℃ ×0.5 h +1 205℃ ×2 h，空冷 +1 080℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DZ438G	1 190℃ ×2 h，空冷 +1 090℃ ×2 h，空冷 +850℃ ×24 h，空冷
DZ640M	铸态
DZ4125	1 180℃ ×2 h +1 230℃ ×3 h，空冷 +1 100℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×20 h，空冷
DZ4125L	1 220℃ ×2 h，空冷 +1 080℃ ×4 h，空冷 +900℃ ×16 h，空冷
DD403	1 250℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DD404	1 260℃ ×2 h，空冷 +1 080℃ ×4 h，空冷 +900℃ ×16 h，空冷

续表 10.3-73

合金	热处理制度
DD406	1 290℃ ×1 h +1 300℃ ×2 h +1 315℃ ×4 h，空冷 +1 120℃ ×4 h，空冷 +870℃ ×32 h，空冷
DD408	1 100℃ ×8 h，空冷 +1 240℃ ×4 h，空冷 +1 090℃ ×2 h，空冷 +850℃ ×24 h，空冷
DD402	1 315℃ ×3 h，空冷 +1 080℃ ×6 h，空冷 +870℃ ×20 h，空冷

17 高温合金精密铸件的热等静压

热等静压（hot isostatic pressing）是一种同时采用加热和加气压的加工方法，它可用来闭合铸件的内部疏松和缩孔，改善铸件的均匀性，也可用来对长期使用后的铸件进行再生修复处理。热等静压用于改善航空发动机用高温合金铸件的质量始于 1967 年，进一步研究热等静压对高温合金铸件的作用是在 20 世纪 70 年代早期，研究结果证明：热等静压处理能够明显改善高温合金及其铸件的力学性能。

高温合金铸件凝固过程的重要特征是：凝固收缩疏松和成分不均匀性。热等静压闭合疏松的过程是塑性变形、蠕变和扩散相结合作用的过程，蠕变引起闭合疏松和缩孔，实现材质的致密化；扩散导致成分的均匀化。初始，热等静压主要用于航空发动机的关键部件，例如涡轮叶片，关键的承力结构件，这些相对贵重的部件能够承受由热等静压工艺引起的较高附加成本。现今，随着热等静压技术的发展，铸件热等静压的容器尺寸加大和数量增多，设备的改进，工艺周期的缩短，使得热等静压的成本降低，这样一来，热等静压铸件的范围不断扩大。从保证铸件的完整性和可靠性角度，高温合金铸件热等静压的应用在不断扩大，国外航空发动机制造商已将热等静压致密化处理列为涡轮叶片、机匣等关键铸件生产中必不可少的工序。

铸件的热等静压处理具有下列优点：减少废品率，降低铸件成本；改善铸件均匀性，减小铸件力学性能的分散性；扩大铸造工艺参数，使大型复杂铸件生产成为可能；提高铸件的疲劳性能和塑性，使铸件代替锻件成为可能。

铸件用热等静压设备较简单，由高压容器和放置其中的加热炉组成。铸件在炉内加热区内通过惰性气体进行等静压。热等静压容器尺寸，从小型试验室装置的直径 102 mm 到大型的直径 1 524 mm。高温合金铸件的典型的工作制度是：

镍基高温合金：温度 1 120 ~ 1 315℃，气体压力 103 ~ 172 MPa，保持时间 2 ~ 4 h；

钴基高温合金：温度 1 190 ~ 1 230℃，气体压力 103 MPa，保持时间 2 ~ 4 h。

几个典型铸造高温合金的热等静压参数：

René80：1 200℃，169 MPa，4 h；IN718：1 165℃，103 MPa，3 h；IN738：1 190℃，103 MPa，3 h。

在选择工艺参数时，首要的目标是在温度、压力和时间的综合作用下，实现闭合铸件内部的孔洞和疏松。同时要考虑到合金特点，避免初熔、晶粒长大和合金相的蜕化等有害影响。为避免发生合金的初熔，可采用等静压前的预均匀化热处理，提高合金的初熔温度；也可采用低的等静压温度，而用高的压力来补偿，例如，含铪的 C101、Mar - M247 镍基高温合金浇注厚断面铸件，例如整体转子，在 1 205℃/103 MPa×4 h 条件下热等静压时发生初熔，为避免初熔，又能闭合疏松，将温度降为 1 185℃，而压力升到 172 MPa，保持时间仍为 4 h。这种降温升压的交换方法也用来防止晶粒长大和合金相的蜕化。保持时间明显影响工艺的成本，通常



2～4 h 即可，除非厚断面铸件要求更长的保持时间。

热等静压装置的重大改进是实现装置的均匀快速冷却，从而提高设备的生产效率，降低生产成本。早期的热等静压装置只能慢冷，随后出现快冷，以阶梯冷却方式使热等静压周期缩短 4～6 h，取决于容器尺寸和装载量；然而，初期的快冷设计不能实现整体装载部件的均匀冷却，在直径为 500 mm、高 1 500 mm、装载量为 500 kg 的热等静压容器内，上、中、下部位的冷却速度分别为 8、18、50℃/min，新型的均匀快冷装置可实现在整体高度上保持 50℃/min 的均匀冷速。在保持均匀冷却的同时，冷却速率足够快，使得许多合金在热等静压周期的最后阶段直接进行固溶热处理，免去热等静压后重新固溶热处理。

热等静压对镍基高温合金铸件力学性能的影响如下。

热等静压闭合疏松引起的力学性能的改善首先表现在缩小性能的分散度，图 10.3-41 示出热等静压对 IN738 镍基铸造高温合金热强参数综合曲线的影响。测试数据是在未经热等静压的成形试样和经热等静压的厚板状试样获取的。结果表明：热等静压使合金持久性能的分散带明显变窄，而其标准值未变，这一效应使得设计的下限性能提高，即提高了合金的使用性能。

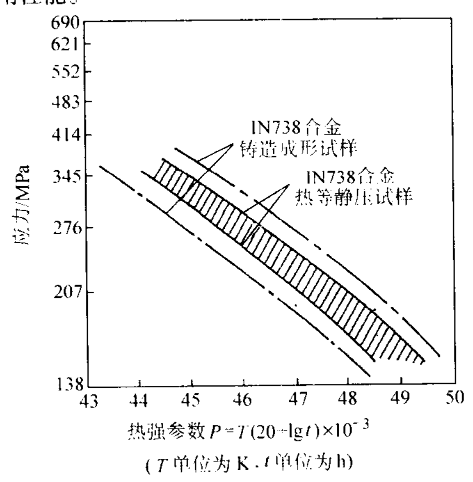


图 10.3-41　热等静压对 IN738 镍基铸造高温合金热强参数综合曲线的影响

热等静压大多能改善合金持久塑性，但是，一些合金本身具有相当高的持久塑性，热等静压后只能很少改善或不改善。一些合金，例如 René80 合金，倾向于形成疏松，通常进行热等静压；而另一些合金，例如 Mar－M247 合金，通常不要求进行热等静压。对 Mar－M247 合金及其相近的 7 个合金的热等静压研究表明：热等静压对拉伸性能和持久性能有着不同的作用，表 10.3-74 给出数据的统计结果。

表 10.3-74　热等静压对 Mar－M247 型合金的拉伸性能和持久性能不同作用的数据统计结果

拉伸性能			持久性能		
屈服强度	抗拉强度	伸长率	持久寿命	持久伸长率	持久面缩率
可能提高	不确定	通常提高	可能下降	大多提高	提高

热等静压改善疲劳寿命比改善持久寿命更为明显，图 10.3-42 示出热等静压对 René80 合金高周疲劳的影响，通常认为：热等静压对铸造高温合金的高周和低周疲劳都有益。

热等静压同样应用于定向凝固柱状晶高温合金和单晶高温合金，因为即使是单晶高温合金，也形成显微疏松，将显微疏松闭合能获得更高的蠕变和疲劳性能，图 10.3-43 示出热等静压对 AM3 单晶高温合金〈001〉取向试样在 871℃高周疲劳性能的影响。对于一些单晶高温合金，为保证叶根部位的最高塑性和低周疲劳性能，要求热等静压，就如先前为提高叶身的蠕变性能而要求热等静压一样。

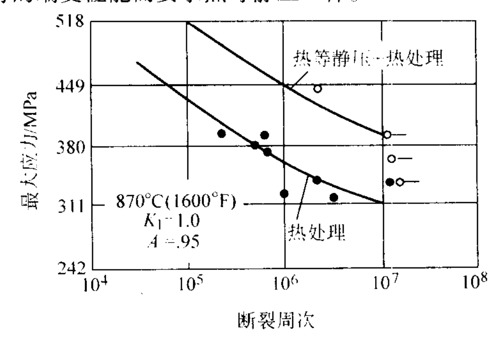


图 10.3-42　热等静压对 René80 合金高周疲劳的影响

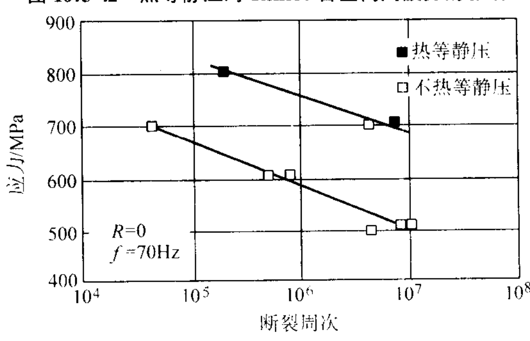


图 10.3-43　热等静压对 AM3 单晶高温合金〈001〉取向试样在 870℃高周疲劳性能的影响

我国对高温合金铸件的热等静压处理进行了大量研究，并获得实际应用。例如，K417G 合金是一种低密度、高比强度的镍基铸造合金，但是，合金在凝固过程中易出现疏松，为此，进行热等静压工艺研究，对不同尺寸试样经热等静压后测试其拉伸、持久和低周疲劳性能，分别示于表 10.3-75、表 10.3-76 和图 10.3-44。

表 10.3-75　热等静压处理对 K417G 合金拉伸性能的影响

试样种类	试样数量	试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa		伸长率 δ /%		面缩率 ψ/%	
			铸态	热等静压	铸态	热等静压	铸态	热等静压
ϕ5 mm 精铸标准试样	10	750	921	980	7.4	9.3	15.0	23.0
ϕ22 mm 铸棒机加工标准试样	2	750	706	902	1.8	5.0	5.0	15.0
由叶片切取 ϕ3 mm 非标准试样	14	900	686	725	4.8	5.8	12.0	15.0

表 10.3-76　热等静压处理对 K417G 合金持久性能的影响

试样种类和数量	试验温度/℃	试验应力/MPa	持久寿命/h		持久伸长率/%	
			铸态	热等静压	铸态	热等静压
标准试样，3	900	314	28	66	2.2	8.0
非标准试样，6	900	314	57	112	—	—

我国将热等静压处理应用于单晶高温合金，以改善合金的组织和性能，DD408 单晶合金经 1 240℃、156 MPa、3 h 的热等静压处理后，明显闭合疏松，减小偏析，使组织更均匀，合金不同状态的合金元素偏析系数列于表 10.3-77。合金的标准热处理制度为：1 100℃×8 h，空冷＋1 240℃×4 h，空冷＋1 090℃×2 h，空冷＋850℃×24 h，空冷。



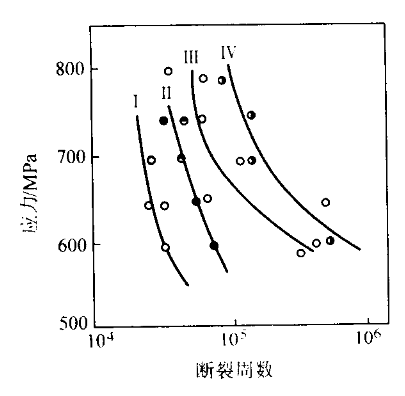


图 10.3-44　热等静压处理对 K417G 合金 650℃疲劳性能的影响
Ⅰ、Ⅱ—缺口试样；Ⅲ、Ⅳ—光滑试样；
Ⅰ、Ⅲ—铸态；Ⅱ、Ⅳ—热等静压态

表 10.3-77　DD408 单晶合金不同状态的合金元素偏析系数

%

合金状态	Cr	Co	W	Al	Ti	Ta	Ni
铸态	-9.6	-20.8	-74.1	25.9	120	82.9	5.0
标准热处理	-6.9	-4.9	-43.7	4.3	28.1	26.0	3.4
热等静压	-2.4	-5.3	-45.5	3.7	26.1	26.9	3.0
热等静压+时效	-2.0	-4.6	-40.8	2.9	14.9	17.0	2.6

热等静压+1 090℃×4 h，空冷+850℃×24 h，空冷的时效处理后，改善合金的持久和低周疲劳性能，合金标准热处理状态的 850℃、470 MPa 的持久寿命为 100 h，持久伸长率为 17.2%；而经热等静压+时效处理后的持久寿命为 143 h，持久伸长率为 25%。图 10.3-45 示出 DD408 单晶合金标准热处理状态和热等静压+时效状态的低周疲劳性能对比。

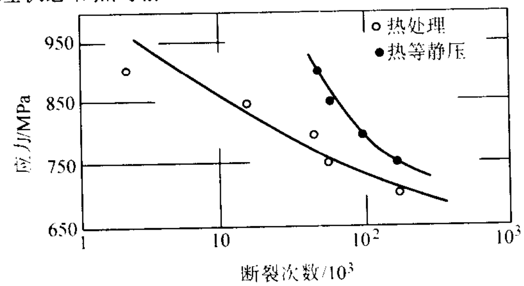


图 10.3-45　DD408 单晶合金标准热处理状态和热等静压+时效状态的低周疲劳性能对比

热等静压处理可用于消除高温合金铸件在使用过程中产生的内部缺陷，例如裂纹、孔洞，必要时进行随后的热处理，可以调整铸件的显微组织，恢复铸件的性能，延长铸件的使用寿命。表 10.3-78 给出 René 80 等轴晶合金和 Mar-M200+Hf 柱状晶合金的一级涡轮叶片在发动机工作前、后和经热等静压处理后的持久性能对比。

我国对 K418 合金进行长期高温、无应力和有应力时效后，再进行热等静压（1 210℃、118 MPa×3 h）和 1 070℃×4 h，空冷+930℃×16 h，空冷的热处理，观测合金的组织变化和性能的恢复。经 850℃，5 000 h 无应力和 900℃、157 MPa×1 650 h 应力时效作用后，合金显微组织的蜕化主要表现在 γ' 相的粗化和聚集，由铸态的 0.53 μm 经无应力时效长大到 1.43 μm，经热等静压和热处理后恢复到 0.80 μm。表 10.3-79 列出 K418 合金不同状态下的持久和室温拉伸性能。由表中数据可见：蜕化后的中温持久寿命为 41～68 h，相当于铸态的 30%～50%，经热等静压和热处理后，可恢复到 95～178 h，相当于铸态的 80%～150%。

表 10.3-78　René 80 等轴晶合金和 Mar-M200+Hf 柱状晶合金的一级涡轮叶片在发动机工作前、后和经热等静压再生处理后的持久性能对比

叶片状态	René 80 等轴晶合金				Mar-M200+Hf 柱状晶合金	
	760℃、621 MPa 持久寿命/h		980℃、183 MPa 持久寿命/h		980℃、172 MPa 持久寿命/h	
	均值	-2σ	均值	-2σ	均值	-2σ
发动机工作后	21.8	12.7	11.3	6.0	76	0
新叶片	33.7	20.8	18.9	13.4	150	91
热等静压再生处理	65.5	40.8	17.1	9.8	151	93

表 10.3-79　K418 合金不同状态下的持久和室温拉伸性能

试样状态	750℃、608 MPa 持久寿命/h	室温拉伸性能		
		抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率 δ/%	面缩率 ψ/%
铸态	124	852.6	7.2	14.7
铸态+热等静压+热处理	140	842.8	10.0	20.1
铸态+800℃×1 000 h	68	823.2	8.8	6.7
铸态+800℃×1 000 h+热等静压+热处理	95	823.2	7.8	—
铸态+850℃×1 000 h	41	793.8	10.0	10.6
铸态+850℃×1 000 h+热等静压+热处理	103	813.4	8.0	—
铸态+850℃×5 000 h	50	813.4	11.8	8.2
铸态+850℃×5 000 h+热等静压+热处理	178	842.8	8.0	—

18　铸造高温合金的氧化、腐蚀和涂层防护

铸造高温合金主要用于制造航空发动机和地面燃气轮机的叶片，这些部件在承受高温、高应力的同时，还受到氧化和腐蚀环境的作用，温度、应力和环境三者的交互作用造成部件的早期破坏，为了减轻和消除环境的有害影响，高温合金铸件，例如涡轮叶片和导向叶片均采用表面涂层防护。

高温合金含有多种合金化成分，有易氧化的活泼元素铝、铬、硅等，也有难熔元素铌、钨、钼、钽，还有微量元素碳、硼、锆、铪和稀土元素；同时，合金中的相也很复杂，包括 γ 基体、γ' 相、γ'' 相、碳化物相、硼化物相等。随着铸造高温合金的不断发展，合金的成分和相组成发生很大变化，这些变化对其氧化和腐蚀性能有很大影响。

18.1　铸造高温合金的氧化

高温合金的氧化动力学通常用氧化引起的重量变化与时间的关系曲线来表示，初期氧化阶段为线性速率过渡期，氧化产物的大部分已生成，其后是稳定氧化阶段，氧化引起的重量变化呈抛物线规律，通常有 2～3 个抛物线速度常数。我国高温合金的抗氧化性能通常采用在空气条件下不同温度经100 h氧化后的氧化速率来表示。根据我国 HB5258—1983《钢及合金抗氧化性的测试方法》规定，按氧化速率的大小分为 5 个抗氧化性级别，即氧化速率（g/m²·h）< 0.1 属于完全抗氧化级，0.1～1.0 为抗氧化级，1.0～3.0 为次抗氧化级，3.0～10.0 为弱抗氧化级，> 10.0 为不抗氧化级。铸造高温合金在不同温度下经 100 h 氧化后的氧化速率列于表 10.3-80。



表 10.3-80 铸造高温合金在不同温度下、经 100 h 氧化后的氧化速率 g·$(m^2·h)^{-1}$

合金	800℃	900℃	1 000℃	1 050℃	1 100℃	等级评定
K403	0.003 8	0.037	0.037	0.079	—	1 050℃完全抗氧化级
K405	—	0.040（950℃）	0.040	—	0.14	1 000℃完全抗氧化级
K406	—	0.054	0.327	—	—	900℃完全抗氧化级
K406C	—	0.038	0.117	—	—	900℃完全抗氧化级
K409	—	0.030	0.040	—	—	1 000℃完全抗氧化级
K417	0.052（850℃）	0.195	—	—	—	850℃完全抗氧化级
K417G	—	0.045	0.178	—	0.340	900℃完全抗氧化级
K418	—	—	—	0.040	—	1 050℃完全抗氧化级
K418B	—	—	—	0.066	—	1 050℃完全抗氧化级
K419	—	0.031（950℃）	0.051	0.089	—	1 050℃完全抗氧化级
K423	—	—	0.143	—	0.362	1 100℃抗氧化级
K423A	—	—	0.086	—	0.149	1 000℃完全抗氧化级
K424	—	0.087	0.127	—	0.198	900℃完全抗氧化级
K438	0.012（850℃）	0.055	0.160	—	0.096	900℃完全抗氧化级
K438G	—	0.033	0.203	—	—	900℃完全抗氧化级
K4002	—	0.034（950℃）	0.058	0.090	—	1 050℃完全抗氧化级
K4537	—	0.083	0.315	—	—	900℃完全抗氧化级
K640	—	0.034 7（950℃）	—	—	—	950℃完全抗氧化级
K825	—	0.070	0.130	—	0.240	1 100℃抗氧化级
DZ404	—	0.035（950℃）	0.049	0.061	0.111	1 050℃完全抗氧化级
DZ405	—	—	0.034	—	—	1 000℃完全抗氧化级
DZ417G	0.050（850℃）	0.230（950℃）	0.450	—	—	850℃完全抗氧化级
DZ422	—	0.068	0.091	0.130	0.230	1 000℃完全抗氧化级
DZ438G	850℃、900℃抗氧化性优于 K438G 合金		—	—	—	900℃完全抗氧化级
DZ640M	—	0.028	0.158	—	1.552	900℃完全抗氧化级
DZ4125	—	0.031（950℃）	0.043	0.081	—	1 050℃完全抗氧化级
DD403	0.006 3	0.014	0.029 5	—	0.251	1 000℃完全抗氧化级
DD404	—	—	< 0.1	—	—	1 000℃完全抗氧化级
DD406	—	—	0.016 2	0.025 9	0.039 4	1 100℃完全抗氧化级
DD408	—	优于 DZ438G 合金	—	—	—	900℃完全抗氧化级
DD402	—	0.060（950℃）	—	—	0.118	950℃完全抗氧化级

高温合金中的铬、铝对合金的抗氧化性有重要的作用，合金中添加一定量的硅能改善合金的循环氧化抗力；钛对镍基高温合金的氧化膜的结合力是有害的，难熔金属元素在镍基和钴基高温合金中的抗氧化作用是复杂的，总体上弊大于利；钨、钼的影响相似，但钨的有害影响更大些，铌的氧化物是无防护性的，铼在一定程度上有不利影响；低含量的铪、锆能明显改善氧化膜的结合力。稀土元素钇、镧、铈对合金的抗氧化性起重要作用，少量添加这些元素，能明显改善合金的抗氧化性。

随着使用温度的升高和使用时间的延长，高温合金部件表面氧化层深度不断增加，同时引起沿晶界的内氧化，使晶界强度显著下降，造成力学性能的恶化。以 K417 合金为例，经 900℃空气中氧化 400 h 后，在温度为 650～950℃、应力为 853～206MPa 条件下的持久寿命比不氧化试样降低 1/3，持久塑性也相应降低；同时，高温拉伸强度和塑性也降低。

18.2 铸造高温合金的热腐蚀

高温合金的热腐蚀是在高温燃气中含硫燃料和含盐环境中由于燃烧而沉积在合金表面的硫酸盐引起的加速氧化现象。它对高温合金部件的破坏作用比单纯的高温氧化要严重得多。有资料表明：航空发动机不带涂层的涡轮叶片在商业飞机发动机上可工作 12 000 h，而装在反潜飞机发动机上，由于热腐蚀作用使叶片寿命减少到 1 200 h，若在东南亚飞行的直升飞机发动机上仅能工作 800 h，而在海上石油钻井平台上工作的直升飞机发动机上只能工作 300 h 就失效了，由此可见，热腐蚀的危害性之大。

由于热腐蚀过程是一种在硫酸盐沉积物作用下的加速氧化，因此，温度、盐的成分、环境条件以及高温合金本身的成分等因素都对其产生影响。高温合金的合金化元素中对热腐蚀性起关键作用的是铬，为保证合金的耐热腐蚀性，通常



认为其含量至少在质量分数为 15%，含量越高，则耐热腐蚀性越好；其次，微量的稀土元素能显著改善合金的耐热腐蚀性，其中 Y 的作用最明显；钽对合金的耐热腐蚀性有良好的作用，钴对镍基合金的耐热腐蚀性基本无影响，但是，钴基高温合金比镍基高温合金的耐热腐蚀性好。铸造高温合金的偏析相对严重，枝晶间和晶界是耐热腐蚀的薄弱环节。热腐蚀改变表面状态，引起合金疲劳性能的下降；热腐蚀和蠕变的交互作用，晶界和裂纹成为集中的要害，将严重降低合金的蠕变性能。

我国评价高温合金的耐热腐蚀性的方法主要有坩埚法、涂盐法和燃烧模拟试验装置。坩埚法是按一定比例配制混合盐，将混合盐和试样放入坩埚内，加热到试验温度并保持一定时间，试验结果用去除腐蚀层后的失重或截面尺寸的减少来表示；通常使用的混合盐是：75% Na_2SO_4 + 25% NaCl 或 90% Na_2SO_4 + 10% NaCl。这种方法简单、易行，可用作筛选合金成分，但与实际的热腐蚀工况相差甚远。涂盐法是将试样加热到 150℃，用喷枪将一定配比的混合盐饱和水溶液喷到试样表面，烘干后使试样表面的单位面积上沉积定量的盐层，然后在空气、氧气或含有 SO_2 的气氛中进行热腐蚀试验。这种方法较坩埚法先进，但仍不能实际反映热腐蚀的工况。

燃烧模拟试验装置是我国用来测定涡轮叶片和导向叶片用铸造高温合金耐热腐蚀性能的主要手段，它模拟燃气轮机和航空发动机的工作条件，同时可加速试验过程，缩短试验周期，降低试验成本。现有两种燃烧模拟试验装置：常压喷烧试验装置和燃烧台架试验装置。采用常压喷烧试验装置的方法，即 Q/6S 365—1983《高温燃气腐蚀试验方法》，测试了许多铸造高温合金、包括定向凝固柱状晶合金和单晶合金的耐热腐蚀性。表 10.3-81 列出采用此方法的试验结果；表 10.3-82 列出海洋性燃气腐蚀试验方法的试验结果；表 10.3-83 列出喷燃气腐蚀试验方法的试验结果。

表 10.3-81 高温燃气腐蚀试验方法的试验结果

合金	试验温度/℃	盐雾浓度/%	100 h 热腐蚀失重值/mg·cm⁻²	
			空白	涂层
K405	900	—	97.8	2.22（料浆法 Si-Al 涂层）
DZ404	900	—	84.36	1.08（Si-Al 涂层）
DZ422	800	—	0.58（横向）	—
	900	—	34.67（横向）	—
	1 000	—	4.42（横向）	—
DZ4125	900	0.002	9.06（增重）	—
DD403	900	0.000 5	5.95	1.33（Pt-Al 涂层）
DD406	900	0.002	0.53	—

表 10.3-82 海洋性燃气腐蚀试验方法的试验结果

合金	试验条件	腐蚀失重值/mg·cm⁻²		
		5 h	10 h	25 h
K438	燃油为 0 号轻柴油，燃气温度：900℃，盐雾浓度：0.000 1%	0.000 6	0.001 3	0.002 1
K417		0.001 8	0.056 4	0.184 0
K417G		0.005 7	0.073 0	0.281 6
K480		0.004 1	0.015 3	0.055 0
K409		0.0124	0.037 3	0.151 9
K403		0.012 5	0.059 4	0.089 8
K418		0.001 8	0.021 4	0.186 2

表 10.3-83 喷燃气腐蚀试验方法的试验结果

合金	试验条件	腐蚀失重值/mg·cm⁻²		
		25 h	50 h	100 h
K4002	燃油为 0 号轻柴油，进口空气压力为 0.12 MPa，空气/燃料比为 40:1，燃气温度为 900℃，盐雾浓度为 0.000 1%，人造海水配方：11g$MgCl_2$ + 1.2g$CaCl_2$ + 4gNa_2SO_4 + 25gNaCl + 1 000 mL H_2O	4.07	16.5	72.1
K419		18.13	56.3	109.0
K419H		13.60	39.1	126.4
K403		—	27.0	209.2
K409		3.70	26.4	225.0
K417G		39.30	—	375.0
K480		—	10.5	16.3

我国自行研制成功的 K4537 耐热腐蚀铸造高温合金采用熔盐坩埚法、燃气腐蚀试验方法和单管腐蚀试验法，与国外广泛使用的 IN738 耐热腐蚀铸造高温合金进行对比试验，数据表明：不含 Ta 的 K4537 合金具有和 IN738 合金相当的耐热腐蚀性能。在熔盐成分为 75%Na_2SO_4 + 25%NaCl 的坩埚法试验中，经 900℃ × 100 h 试验后的失重值均为 8.14 mg/cm²。表 10.3-84 列出两种合金的燃气腐蚀试验结果，表 10.3-85 列出两种合金的单管腐蚀试验结果。

表 10.3-84 K4537 和 IN738 合金的燃气腐蚀试验结果

合金	试验条件	腐蚀失重值/mg·cm⁻²				
		100 h	200 h	300 h	400 h	500 h
K4537	燃油为 0 号轻柴油，空气/燃料比为 15 ~ 20:1，燃气温度为 850℃，气体成分：7.6% ~ 10.4% CO_2，8.6% ~ 11.8% O_2，0.002% SO_2	1.97	—	2.66	2.88	3.52
IN738		1.71	—	—	2.50	3.55
K4537	燃油为 0 号轻柴油，空气/燃料比为 15 ~ 20:1，燃气温度为 850℃，气体成分：6.4% ~ 8.4% CO_2，10.7% ~ 12.8% O_2，0.002% SO_2，0.001 5% ~ 0.002 0% NaCl	4.28	6.52	—	—	—
IN738		3.00	21.31	—	—	—

表 10.3-85 K4537 和 IN738 合金的单管腐蚀试验结果

合金	试验条件	腐蚀失重值/mg·cm⁻²				
		1 号试样	2 号试样	3 号试样	4 号试样	平均值
K4537	燃油为 0 号轻柴油，空气/燃料比为 44:1，燃气温度为 850℃，试验时间为50 h，气体成分：前 25 h 为 0.01 % NaCl，后 25 h 为 0.006 % NaCl	3.43	3.29	2.27	2.31	2.82
IN738		1.69	1.73	1.65	1.46	1.63

18.3 铸造高温合金的涂层防护

自 20 世纪 50 年代至今已发展了四代涂层，第一代为固体包埋渗铝工艺；第二代为二元或多元共渗工艺，其中铂－铝涂层使用最突出；第三代是MCrAlY包覆涂层，其中 M 为 Ni、Co、Fe，现已成为国外使用最广泛、性能最佳的防护涂层；目前正在开发的第四代涂层是热障涂层，由MCrAlY的黏结底层和 Y_2O_3 稳定化的 ZrO_2 陶瓷外层组成。

固体包埋渗铝工艺：经固体包埋渗铝后，在镍基、钴基和铁-镍基合金叶片表面分别对应形成NiAl、CoAl、FeAl化合物，这些铝化物在高温氧化时生成致密而牢固的 Al_2O_3 保护



膜，有力地阻止高温氧化向基体内部的进行，显著延长叶片的使用寿命，在民航飞机的发动机上可使用到 4 000 h。这种涂层的不足之处，一是随使用温度提高，铝元素向基体内部的扩散加快，造成使用寿命缩短；二是耐热腐蚀性差。

二元或多元共渗工艺：为了克服渗铝涂层的不足，在渗铝时添加 Cr、Si、稀土元素等，二元的 Cr－Al、Si－Al 涂层主要是改善单一铝化物涂层的耐热腐蚀性，我国使用 Si－Al 涂层（ASL－5）用于 DZ4 定向凝固合金涡轮叶片，显著改善抗氧化和耐热腐蚀性。这类涂层的突出代表是镀 Pt 后再渗 Al，生成$PtAl_2$、PtAl等铂铝化合物，起到阻止铝向基体扩散和提高涂层耐热腐蚀性的作用，比其他铝化物涂层提高抗氧化能力 2～5 倍。RE－Al 涂层通过稀土元素 RE 改善氧化膜的黏附性，增强耐高温热腐蚀能力。

MCrAlY包覆涂层：这类涂层可以根据需要进行设计、调整涂层成分与结构，或形成更多元素的涂层合金，例如 NiCoCrAlY、NiCoCrAlHf、NiCoCrAlYSi等5元以上的涂层合金，还可以在这些多元涂层合金与基体之间镀铂。这类包覆涂层使叶片具有更强的耐蚀能力，主要是通过电子束物理气相沉积、溅射等方法制备。目前，国外的先进航空发动机均采用这类涂层。

热障涂层（简称 TBC）：将低导热性的陶瓷材料以涂层方式与具有抗高温氧化、耐热腐蚀性的金属涂层相复合，涂覆于叶片表面，形成一种复合涂层，不仅具有抗氧化和耐热腐蚀的能力，而且可以降低合金叶片基体的表面温度（通常可降低 200℃ 左右），从而提高叶片合金的工作温度。这类涂层的代表是在 MCrAlY底层上施加 Y_2O_3 稳定化的 ZrO_2 陶瓷隔热涂层。可采用低压等离子喷涂和电子束物理气相沉积工艺制备。

19 铸造高温合金的焊接

随着铸造高温合金的发展，新型合金不断出现，应用范围逐渐扩大，对合金的焊接性能的要求也越来越高。高温合金的焊接性是指在一定的焊接工艺条件下，对合金产生裂纹的敏感性、接头组织的均匀性、接头力学性能的等强性和采取工艺措施的复杂性的综合评价。焊接性是铸造高温合金的重要特性，它关系着合金的可靠应用。

高温合金铸件的焊接主要包括导向叶片（组）的焊接及其与内外环的焊接、定向凝固空心叶片的焊接、整铸机匣的焊接、涡轮转子与轴的焊接以及整体铸件的修补等。随着新材料与新工艺的开发，对开式单晶叶片、层板叶片对焊接工艺提出更高的要求。

铸造高温合金熔焊连接的主要问题是：在焊接过程中和焊后的热处理过程中易产生热裂纹、液化裂纹和应变时效裂纹。钴基铸造高温合金具有优异的高温塑性，其焊接性也较好。

铁基、镍基铸造高温合金大多是复杂合金化的沉淀强化型合金，随着合金高温强度的提高，合金中的 Al、Ti、Nb 等强化相形成元素和晶界强化元素 B、C 的含量逐渐增多，使得合金的焊接性变坏。一般说来，Al＋Ti 总量大于摩尔分数 6%，合金就很难焊接。表 10.3-86 列出典型铸造高温合金氩弧焊工艺的裂纹敏感性。通常，裂纹敏感性系数 K_1 小于 10%，表示适于制造复杂形状的焊接结构件；K_1 在 10%～15%之间的为可焊合金，可制造结构简单的焊接件；K_1 大于 15%，为难焊接合金；表中的铸造高温合金的裂纹敏感性系数 K_1 均大于 25%，表明较高合金化的铁-镍基、镍基铸造高温合金具有大的裂纹敏感性，为难焊接合金，不适宜采用氩弧焊制造熔焊的结构焊接件。

铸造高温合金可焊性的一般准则如图 10.3-46 所示，图中分为易焊接、可焊接和难焊接区域，这与合金的 Al、Ti、Cr 和 Co 含量有关，图中可焊性的分类方法是按无损探伤结果确定的，包括一些合金焊后在热影响区形成微裂纹。虽然，IN718 合金是处于易焊接区，但在金相检查时，在热影响区也出现微裂纹。

表 10.3-86 典型铸造高温合金氩弧焊工艺的裂纹敏感性

合金牌号	合金中 Al＋Ti 总量（质量分数）/%	合金中 B 含量（质量分数）/%	焊丝牌号	裂纹敏感性系数 K_1/%
K406	6.25	0.10	HGH3113	25.2
K214	6.83	0.13	HGH3113	34.2
K403	8.9	0.018	HGH3113	35.2
K417	10.0	0.018	HGH3113	47.2

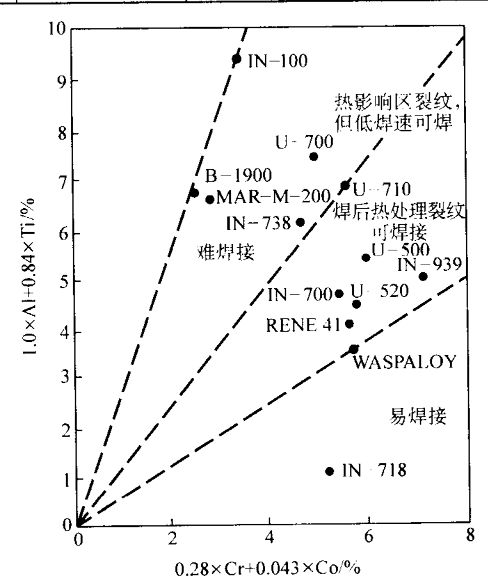


图 10.3-46 铸造高温合金的 Al、Ti、Cr 和 Co 含量对可焊性和焊后热处理裂纹倾向性的影响

镍基铸造高温合金在焊接过程中在焊缝和热影响区易产生热裂纹，其原因是：合金化较高的镍基铸造合金中形成γ＋γ′共晶相，分布在枝晶间和晶界，降低合金的初熔温度；此外，含铌的铁-镍基合金中形成富铌的Laves/NbC共晶相，铸造高温合金通常含硼，合金中形成 M_3B_2 相与MC相组成的碳、硼化合物共晶，分布在晶界，也都是低熔点相，在焊接热循环作用下，这些低熔点相先液化，在晶界形成液膜，在焊接应力作用下，产生裂纹。为此，这类合金在熔化焊时应采取适当工艺措施：采用高温塑性好的焊丝；尽可能小的焊接热输入，浅熔池，多填丝；收弧电流衰减；适当预热和缓冷以减小焊接应力等。

铸造高温合金焊接后，在时效处理过程中，在熔合线附近会产生沿晶界扩展的裂纹，即应变时效裂纹。其形成的重要因素是：焊接残余应力和拘束应力引起的应变和时效过程中塑性的下降，这两者的共同作用造成应变时效裂纹。不同的焊接工艺使合金具有不同的应变时效裂纹敏感性，手工氩弧焊的裂纹敏感性最大，而电子束焊的最小。此外，焊接件的形状、结构对产生应变时效裂纹也起重要作用。以 Al、Ti 强化的合金比以 Nb 为主要强化元素的合金更易产生应变时效裂纹，这是因为含 Nb 合金形成 γ″相，在时效处理过程中，其析出缓慢，从而避免了应变时效裂纹。焊后对焊缝和热影响区的适当喷丸或锤击处理，改变焊接拉应力为压应力，能有效防止应变时效裂纹。

电子束焊可用于铸造高温合金的焊接，其焊前状态最好是固溶状态或退火状态，对液化裂纹敏感的合金应采用小的热输入和低的焊接速度进行焊接。

高温合金铸件，例如导向叶片、机匣等静止部件，当出现一些小的缺陷时，可进行补焊修复，因为这样的部件不是转动件，承受的应力较小。通常采用手工气体保护钨电极电



弧焊，填充金属在成分上与部件合金相容，修补后的部件应重新检测，以保证无新的缺陷出现。

如上所述，铸造高温合金属于熔焊焊接性差的合金，为适应新型铸造高温合金的发展需要，须开发新型焊接工艺，目前，定向凝固和单晶高温合金的主要连接方法有真空钎焊和瞬态液相扩散焊。

钎焊是一种母材不熔化，依靠熔化的钎料或由母材与钎料通过扩散而生成的液相把母材连接在一起的方法，钎焊温度低于母材的熔点。采用真空钎焊可以使那些用一般方法难以连接的材料和结构连接成光洁致密、具有优良力学性能和耐腐蚀性能的钎焊接头。真空钎焊时，被焊接件在真空中整体加热，这既可防止氧、氢、氮对母材的作用，又有助于氧化物的挥发和工件表面的排气，还使工件均匀受热，产生的热应力小，焊接变形小，尤其适合于尺寸精度高的部件连接。钎料的使用形式有粉末状、由粉末制成的膏状以及采用急冷技术制成的非晶态箔带形式。

真空钎焊作为一种先进连接工艺，其发展一直与材料科学的发展密切相关。定向凝固和单晶高温合金的钎焊通常采用高温性能较好的钎料，例如 Nicrobraz171（BNi68WCrSiB）和Nicrobraz300（Co43CrNiWBSi），此外，还有两种以 Zr 和 Hf 为降熔元素的钎料，分别为 Ni65Zr13Co10Cr8W 和 Ni46.6Hf25.6Co18.6W4.7Cr，其熔化温度范围分别为 1 140 ~ 1 170℃和 1 195 ~ 1 232℃。采用上述钎焊料钎焊DD403单晶高温合金获得良好的接头组织。表 10.3-87 列出DZ422定向凝固高温合金采用上述两种钎焊料焊接接头的高温持久性能，结果表明：Nicrobraz300钎料优于Nicrobraz171钎料，其钎焊接头的 950℃和 980℃持久强度分别超过和达到母材的 60% 和 70%。目前，这两种钎焊料已用于多种型号航空发动机涡轮叶片和导向叶片的组合钎焊。

表 10.3-87 DZ422 定向凝固高温合金钎焊接头的高温持久性能

钎料牌号和使用形式	钎焊规范	持久性能		
		温度/℃	应力/MPa	寿命/h
Nicrobraz171，<0.047 mm（-300 目）粉，接头间隙 0.1 mm	1 180℃ × 2 h	950	180	11:30
	1 180℃ × 24 h	980	145	38:55，58:55，90:35
Nicrobraz300，<0.047 mm（-300 目）粉，接头间隙 0.1 mm	1 180℃ × 2 h	950	180	26:05，32:05，116:10①
		980	145	15:30，51:40
	1 180℃ × 24 h			89:55，107:55，170:45
		950	153	223:10②，363:55③

注：焊后经 1 210℃ × 2 h，空冷 + 870℃ × 32 h，空冷处理。
①、②、③ 分别表示试样经 100、200、300 h 试验后，试验温度升到 980℃。

瞬态液相扩散焊（TLP）是用一种特殊成分、熔化温度较低的薄层中间层合金作为连接合金，置于焊接面之间，施加小的压力或不加压力，在真空条件下加热到中间层合金熔化，液态中间层合金湿润母材，在焊接面间形成均匀液膜，经一定保温时间，中间层合金与母材合金之间发生扩散，合金元素趋向平衡，其熔点升高，达到扩散焊加热温度而凝固，在此温度下进一步扩散，形成冶金连接。瞬态液相扩散焊所用的中间层合金是工艺的关键因素，应具有合适的熔化温度（约为母材熔点的 0.8 ~ 0.9）；应能使接头区在连接温度下达到等温凝固；接头组织与母材组织相近，不形成有害相；最后，中间层合金应保证接头性能与母材相近，满足使用要求。中间层合金成分通常是以被连接母材的成分为基本成分，去除或大部分去除 Al、Ti，添加一定量易扩散均匀化的降熔元素（主要是 B），即以 Ni-Cr-Co-W（或 Mo）为基，添加适量 B（或 Si）而成。中间层合金的品种有粉状或非晶态箔带状，箔材厚度为 0.02 ~ 0.04 mm。

美国 P&W 公司为 PWA1480 单晶合金研制的中间层合金与 PWA1480 单晶合金成分接近，并加入一定量 B 的韧性箔带，其牌号为 TLP^{R} - 613，其工艺规范为 1 232℃ × 24 h，焊后的热处理制度为 1 280℃ × 4 h 固溶处理 + 1 079℃ × 4 h 涂层扩散处理 + 904℃ × 32 h 的时效处理，其接头在 982℃的持久强度和低周疲劳强度与 PWA1480 合金相当。同样，采用 40 μm 厚的 MBF80 非晶态中间层合金，对 CMSX - 2 单晶高温合金进行瞬态液相扩散焊，分别采用的规范为 1 250℃ × 30 h 和 1 275℃ × 25 h，焊后经 1 316℃ × 2 h 固溶处理 + 1 080℃ × 4 h 一次时效处理 + 870℃ × 20 h 二次时效处理，接头在 650 ~ 900℃的高温拉伸强度等于或大于 CMSX - 2 合金基体强度，持久强度与母材相近。

我国为 DZ422 定向凝固合金和 DD403 单晶合金研制的瞬态液相扩散焊用中间层合金是将母材中的 Al、Ti 去除，保留主要元素，添加适量的 B；用于 DZ422 合金的为 Z2P（粉状，100 μm）和 Z2F（非晶箔带，0.04mm），用于 DD403 合金的为厚度 0.02 mm 的非晶态箔带 D1F。

瞬态液相扩散焊的工艺参数主要是焊接压力、焊接温度、保温时间和中间层合金厚度等。施加压力是为了焊件结合面能良好接触，通常是静压力。温度和保持时间对接头质量有较大影响，它取决于母材性能、中间层合金成分和熔化温度，通常选择较高温度和较长时间，使中间层合金与母材能充分扩散，消除焊缝中 B、Si 的共晶组织。中间层合金厚度以能形成均匀液膜为原则，一般选 0.02 ~ 0.05 mm。表 10.3-88 列出典型普通铸造高温合金、定向凝固柱状晶高温合金和单晶高温合金的瞬态液相扩散焊的工艺参数。

表 10.3-88 典型普通铸造高温合金、定向凝固柱状晶高温合金和单晶高温合金的瞬态液相扩散焊的工艺参数

合金牌号	中间层合金及厚度/mm		焊接温度/℃	焊接压力/MPa	保温时间/h
K4002 普通铸造合金	Ni - 35Co	—	1 205	7.0	2
DZ422 定向凝固合金	Z2F	0.04 × 2	1 210	—	24
	Z2P	0.1	1 210	—	24
DD403 单晶合金	D1F	0.02	1 250	—	24

DZ422 定向凝固合金和 DD403 单晶合金的 TLP 焊接接头的 980℃持久性能列于表 10.3-89，与表 10.3-87DZ422 合金钎

表 10.3-89 DZ422 定向凝固合金和 DD403 单晶合金的 TLP 焊接接头的 980℃持久性能

母材	中间层合金	焊接规范	980℃持久性能		断裂位置
			应力/MPa	持久寿命/h	
DZ422	Z2P，<0.104 mm（-150 目）粉，接头间隙 0.1 mm	1 210℃ × 36 h	166	77:25，51:10	接头
	Z2F，非晶态箔，两层，厚 0.08 mm	1 210℃ × 24 h	166	129:10，203:00	接头
			186	80:20，116:40	
		1 210℃ × 36 h	166	166:00	
DD403	D1F，非晶态箔，厚 0.04 mm，两层，接头间隙 0.08 mm	1 250℃ × 24 h	181	198:00，379:35	母材
		1 250℃ × 36 h	203	137:00，124:00	

注：全部试样焊后经“870℃ × 32 h，空冷”时效处理。

焊接头的高温持久性能进行比较，TLP焊的接头优于钎焊接头；非晶态中间层合金优于粉状中间层合金；采用非晶态中间层合金焊接的接头在980℃持久强度达到DZ422和DD403合金母材的90%以上；采用非晶态箔带D1F中间层合金对DD403合金对开叶片模拟件进行焊接试验，其焊接质量良好。

20 铸造高温合金在民用工业的应用

高温合金主要应用于航空发动机和航天火箭发动机，但是，随着高温合金的不断发展，其应用领域逐步扩大，在能源动力、交通运输、石油化工、冶金、建材和医疗等部门得到应用。1965年，铸造高温合金首先用于柴油机增压涡轮，开始了我国高温合金在民用工业的应用。此后，在工业燃气轮机和烟气轮机的叶片获得应用；到20世纪80年代，铸造高温合金在其他工业部门得到更广泛的应用。

民用工业对高温合金的要求不同于航空工业，不同的使用条件所要求的特殊性能往往不低于航空工业，例如，燃气轮机使用劣质燃料和长期工作寿命，要求合金耐热腐蚀和长期组织稳定性；烟气轮机的工作介质含有乙烯裂解产物颗粒，对合金的冲刷磨损很严重，要求合金具有耐磨蚀性能；作为植入人体的人工关节材料，则要求与人体的相容性。因此，民用高温合金不仅要具有较高的高温力学性能和抗氧化性，还要根据不同的使用条件具有耐热腐蚀性能或耐磨蚀性能，以及其他的特殊性能。当然，民用高温合金必须是低成本的，才能推广应用。现就我国民用铸造高温合金的实际应用举例介绍如下，关于工业燃气轮机用高温合金在耐热腐蚀铸造高温合金中介绍。

20.1 柴油机和内燃机用增压涡轮

柴油机增压技术，尤其是废气涡轮增压，是利用气缸排出的废气驱动涡轮，带动压气机叶轮，使空气增压，从而增加进气量，强化燃烧，大幅度提高柴油机功率，降低油耗，减少污染；尤其在高原山地、海洋运输用柴油机上更是必不可少。涡轮是增压器的关键部件，在高温高转速下工作，通常工作温度为550～850℃，转速在$(3\sim11)\times10^4$ r/min范围内，工作寿命为几千小时到几万小时。

在国外，欧美等国增压器涡轮材料多采用IN713C镍基铸造合金和X40钴基铸造合金，后来又开发了新型低碳高硼的B1914镍基铸造合金，前苏联和日本多采用铁基铸造合金ВЖ36－ЛЗ和CRM－6D等合金，后来，日本也开发了具有高温强度的镍基合金TM321。我国根据增压涡轮工作温度的不同要求，先后开发了K213铁基铸造合金和K418、K491镍基铸造合金。这些合金的精密铸造增压涡轮已广泛用于坦克、舰船、大型运输车辆、冶金矿山、石油钻机等用途的柴油机，增压器型号近30种，年产量达15000多件。图10.3-47示出K213和K418合金不同尺寸的径流式增压涡轮；表10.3-90列出国内外增压涡轮用铸造高温合金的成分和使用温度。

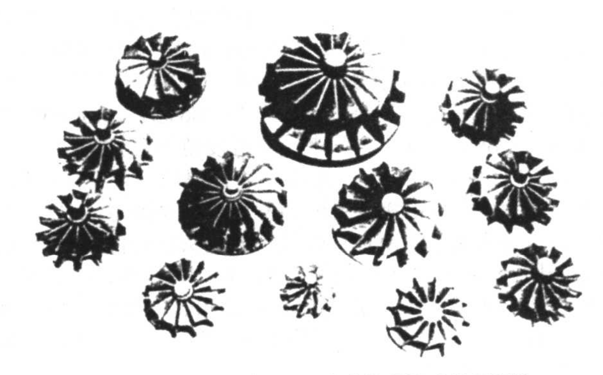


图10.3-47 K213和K418合金的径流式增压涡轮

表10.3-90 国内外增压涡轮用铸造高温合金的化学成分和使用温度

合金牌号	化学成分（质量分数）/%												使用温度/℃
	C	Cr	Ni	Co	Fe	Al	Ti	W	Mo	Nb	B	其他	
K213	≤0.1	15.0	37.0	—	余量	1.8	3.5	6.0	—	—	0.08	—	750
K418（IN713C）	0.12	12.5	余量	—	—	6.0	0.75	—	4.3	2.2	0.01	0.10Zr	850
K491（B1914）	≤0.02	10.0	余量	10	—	5.5	5.25	—	3.0	—	0.10	Zr≤0.04	850
X40	0.50	25.5	10.5	余量	≤2	—	—	7.5	—	—	—	—	750
ВЖ36ЛЗ	≤0.08	16.5	33.5	—	余量	1.9	2.9	4.7	—	—	≤0.05	Ce≤0.01	700
CRM－6D	1.0	22.0	5.0	—	余量	—	—	1.0	1.0	1.0	0.03	5.0Mn	650

20.2 烟气轮机叶片

催化裂化装置是炼油厂的主要加工装置，也是消耗能量较大的装置之一。在生产过程中，约有4%～7%的原料油转化为焦炭，在再生器内燃烧，焦炭放出的热量除部分用于加热催化剂外，其余热量加热烟气从再生器放出，这种从再生器放出的烟气具有98～196 kPa的压力和约650～750℃的温度，具有很大的能量。采用烟气轮机使之膨胀作功，转化为机械能或电能，驱动炼油厂空气压缩机或发电机组，以回收这部分能量。烟气轮机的工作介质是带有颗粒的高温腐蚀性气体，进口温度约为750℃，设计寿命为10万小时。

在国外，这项能量回收技术于20世纪60年代投入工业使用，我国的第一套能量回收装置于1978年在炼油厂投入运行。经过十多年努力，我国烟气轮机的高温合金部件全部实现国产化，据1990年统计，在全世界运行的101套此类能量回收装置中，我国设计制造的有36套，其拥有量居世界首位，机组类型由单级2 000 kW发展为双级10 000 kW以上的大型机组。我国采用低成本的K213铁基铸造合金制作烟气轮机导向叶片和涡轮叶片，取代国外使用的X40钴基铸造合金和Waspaloy、Nimonic90镍基变形合金。K213合金叶片已装备在20多台烟气轮机上，其使用寿命达8 000 h以上，其中一套装置的运行时间超过3万小时。图10.3-48示出组装在涡轮盘上运行后的K213合金烟气轮机涡轮叶片。

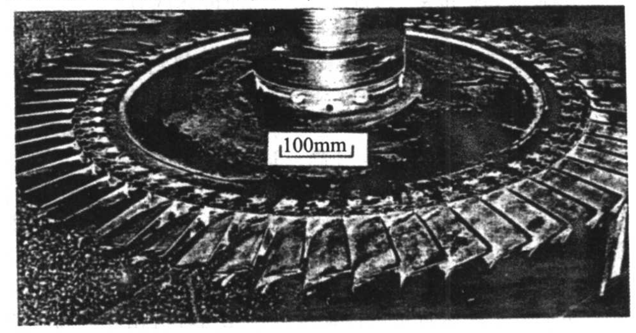


图10.3-48 组装在涡轮盘上运行后的K213合金烟气轮机涡轮叶片



20.3　内燃机阀座

汽车发动机的进、排气阀座是承受发动机的进、排气阀高速冲击并与其匹配，以保持气缸密封性，并与气阀向缸盖散热的重要部件，阀座尤其是排气阀座的工作条件相当苛刻：阀座表面温度约为 600～700℃，和阀接触面的温度接近 900℃；阀门关闭运动的冲击载荷和燃气压力的静载荷形成的总载荷约为 1 667 kPa；燃气流的高速冲刷和热腐蚀（铅盐、硫化物和 V_2O_5）；阀座与阀的高速跳动、滑动及转动接触下的复杂机械磨损。因此，阀座材料应具有高温强度、硬度、抗氧化性和耐热腐蚀性，同时还应具有良好的抗机械和热疲劳磨损性能。

我国从 20 世纪 80 年代开始引进各种先进的汽车发动机及其制造技术，其中大功率的高、中载荷发动机中，大量采用铁、镍、钴基高温合金制作阀座，为此，从 1985 年开始，我国研制了几种铸造高温合金，采用真空精密铸造工艺制作阀座，实现了这类材料的国产化。表 10.3-91 列出国内外汽车内燃机阀座用高温合金的成分。

表 10.3-91　国内外汽车内燃机阀座用高温合金的化学成分（质量分数）　%

国别	合金牌号	C	Cr	Fe	Ni	Mo	W	Co	Si	其他
中国	G5-1N	2.4	29.0	<8.0	余量	—	15.0	10.0	1.95	—
	NH	1.5	26.5	12.5	余量	10.0	9.5	10.0	—	—
美国		1.7	15.5	余量	14.5	1.0	—	—	2.2	0.5Mn
		2.5	28.5	≤9.0	余量	2.0	—	16.5	0.6	2.0V
日本	V423	1.8	20.0	余量	19.5	2.0	5.0	10.5	1.4	1.15Mn
	V422	2.0	13.0	余量	17.5	1.75	—	—	1.4	1.15Mn
德国	PL12WV	2.0	13.0	余量	<0.5	2.25	—	—	0.85	<0.6Mn
	PL33WV	2.0	34.0	余量	<0.5	2.25	—	—	1.95	<0.6Mn

20.4　冶金加热炉垫块

加热炉垫块焊接在炉底支撑梁上，支撑被加热的钢坯，并以步进式带动钢坯向前运动，炉内为高达 1 250～1 450℃的氧化-硫化气氛。国外在 20 世纪 60 年代开始采用步进梁钢坯连续加热炉，我国在 20 世纪 70 年代末引进移植了几十座这种加热炉，为实现加热炉垫块的国产化，于 1990 年研制成功 ISCo-20、ISCo-50 等系列钴基合金，采用精密铸造工艺制成垫块，在钢铁企业得到应用。国产垫块的合金成分与国外对应材料相当，但由于采用真空冶炼工艺和镁的微合金化，国产材料性能高于国外材料，见表 10.3-92。

表 10.3-92　国产 ISCo－50 合金与国外 PGUMCo-50 合金 10^4 h 的持久强度

合金	不同温度的 10^4 h 的持久强度/MPa			
	800℃	900℃	1 000℃	1 050℃
ISCo-50	75	39	16.5	10.5
PGUMCo-50	60	28	12.5	7.0

20.5　离心喷吹玻璃棉用离心头

玻璃棉质量轻，有良好的隔热、保温、防火和消声性能，是一种节能型建筑装饰材料，广泛用于建筑、汽车、铁路车辆等行业。离心头是离心喷吹玻璃棉的关键部件，其工况十分苛刻，温度为 1 250℃的熔融玻璃，通过离心头侧壁上的 7 000 个直径为 1 mm 的孔，在转速为 2 400 r/min 离心力作用下，甩制成直径小于 7 μm 的玻璃棉。离心头长期在 980℃高温高速旋转下工作，同时受高温高速燃气的氧化腐蚀和高碱熔融玻璃的冲刷腐蚀。我国于 1989 年研制成功 P6 和 4 号合金的直径为 300 mm 的高温合金离心头，其使用性能达到国外产品的指标，实现了离心头的国产化。表 10.3-93 为国外喷吹离心头用高温合金成分。

20.6　钴铬钼合金人工关节

钴合金是应用较早的一种医用金属材料，包括CoCrMo、CoCrWNi、CoNiMoWFe、MP35NCoNi等合金，但是，其中应用最多的是CoCrMo合金，这是由于合金具有良好的耐腐蚀性、耐磨性以及优异的铸造性。该合金已纳入ISO5582/4标准，我国于 1990 年也纳入GB12417—90标准。我国大量使用的、制造人工关节的钴基合金的成分列于表 10.3-94，表 10.3-95 列出钴铬钼合金的主要室温物理和力学性能。

表 10.3-93　国外喷吹离心头用高温合金的化学成分（质量分数）　%

国别	C	Ni	Cr	W	Fe	Si	Mn	Co	Zr	B	其他
法国	0.50	余量	30.0	5.0	—	—	—	—	0.25	0.10	4.5Ta
荷兰	0.45	49.0	28.0	3.0	余量	<0.5	<2.0	—	—	0.30	5.0Nb
德国	0.75	余量	25.0	6.0	<5.0	—	—	10.0	—	—	2.8Mo，2.0Nb
日本	0.55	10.0	32.5	7.0	—	1.05	0.75	余量	—	—	1.75Ta
	0.07	余量	27.5	5.5	1.0	0.65	0.55	—	0.14	—	0.95Nb，0.15Ti，0.13Hf
美国	0.35	余量	34.5	8.0	—	0.85	0.2	—	0.57	—	0.8Ta
	0.15	余量	38.5	2.35	2.85	1.3	1.0	3.65	—	—	6.0Mo
	0.55	8.0	32.5	6.8	—	—	—	余量	0.40	0.01	0.35Pt，0.75Ru，3.5Ta

我国在全髋和半髋关节的柄部采用特殊工艺，直接铸造



成超半球组成的珊瑚表面，这些小球的直径为1.2～1.5 mm，间距为1～2 mm，均匀分布，增加柄的表面积，改善柄的受力状态，增加植入物与骨界面的抗剪切能力。图10.3-49示出CoCrMo合金珊瑚面人工髋关节。

表10.3-94　人工关节用钴铬钼合金的化学成分（质量分数）　%

C	Cr	Mo	Ni	Fe	Si	Mn	Co
≤0.35	27/30	5.5/7.0	≤2.5	≤1.0	≤1.0	≤1.0	基

表10.3-95　钴铬钼合金的主要室温物理和力学性能

熔化温度范围/℃	密度/g·cm^{-3}	弹性模量/GPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	a_K/kJ·m^{-2}	HRC	>10^7周的疲劳强度σ_{-1}/MPa
1 415～1 430	8.0	200	750	500	11.0	17.0	300	25～27	350

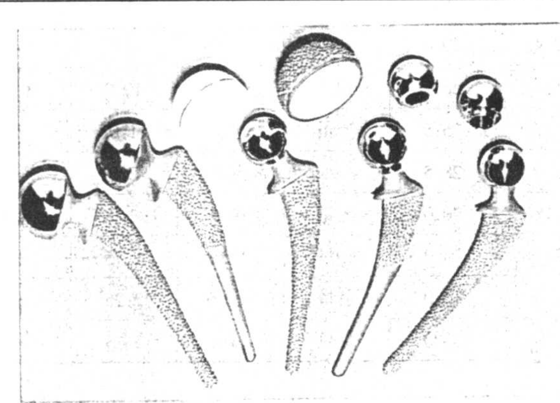


图10.3-49　CoCrMo合金珊瑚面人工髋关节

21　铸造高温合金的牌号对照、使用标准和主要用途

为便于分析、比较和应用，将铸造高温合金的牌号对照、使用标准和主要用途列于表10.3-96。

表10.3-96　铸造高温合金牌号对照、使用标准和主要用途

合金牌号	曾用牌号	国外相近牌号	标　准	主　要　用　途
K213	K13	ВЖ36－Л3，ЭИ787Л	Q/GYB502—1999	750℃以下增压涡轮，烟气轮机叶片
K403	K3	ЖС6К	HB5155—1996	1 000℃以下导向叶片，900℃以下涡轮叶片
K405	K5	—	HB5156—1988	950℃以下涡轮叶片
K406	K6	ВЖЛ－8，GMR－235D	HB5157—1988	850℃以下涡轮叶片和导向叶片
K406C	K6C	—	Q/6S290—1987	850℃以下涡轮叶片、导向叶片和整铸涡轮
K409	K9	B1900	HB5330—1985	950℃以下涡轮叶片
K417	K17，M17	In100	HB5161—1988	950℃以下涡轮叶片
K417G	K17G	IN731，René100	Q/KJ.J02.02—1994	950℃以下长期工作涡轮叶片和导向叶片
K417L	M17L	—	Q/KJ.J02.04—1996	900℃以下导向叶片
K418	K18，518	IN713C	HB5162—1988	900℃以下涡轮叶片、导向叶片和整铸涡轮
K418B	K18B	IN713LC	HB7239—1995	900℃以下导向叶片、涡轮叶片和整铸涡轮
K419	K19	—	HB5163—1988	1 000℃以下空冷叶片和整铸涡轮
K423	K23	C1023	QBWS9－7046—1996	1 000℃以下导向叶片和整铸导向器
K423A	K23A	C1023	HB7241—1995	1 000℃以下导向叶片和整铸导向器
K424	K24	ВЖЛ－12У	Q/GYB501—1998	950℃以下涡轮叶片、整铸涡轮和尾喷调节片底板
K438	K38，M38	IN738	YB/T5248—1993	850℃以下长期工作燃气轮机叶片
K438G	M38G	IN738	SGZM38G—1983－1	900℃以下燃气轮机叶片
K441	M41	—	Q/KJ.J02.01—1994	1 050℃以下导向叶片
K477	K77	René77	Q/6S5163—1996	900℃以下燃气涡轮外环
K480	K80	René80	Q/GYB504—1999	900℃以下燃气轮机叶片



续表 10.3-96

合金牌号	曾用牌号	国外相近牌号	标　准	主 要 用 途
K491	M91	B1914	Q/KJJ02.08—1995	850℃以下涡轮增压器叶片
K4002	K002	Mar - M002	WS9 - 7080—1997	1 000℃以下涡轮叶片和整铸涡轮
K4169	—	IN718C	Q/5B453—1995	650℃以下机匣、叶片
K4537	537	—	Q/GYB503—1999	850℃以下长期工作燃气轮机叶片
K640	K40	X - 40，HS - 31	YB/T5248—1993	1 000℃以下导向叶片
K825	K25	BX - 4	Q/6S605—1987	1 000℃以下短期工作的燃气涡轮部件
DZ404	DZ4	—	HB7569—1997	1 000℃以下涡轮叶片，1 050℃以下导向叶片
DZ405	DZ5	—	Q/6S193—1981	1 000℃以下涡轮叶片和导向叶片
DZ417G	DZ17G	—	Q/KJ.J02.03—1994	980℃以下涡轮叶片和导向叶片
DZ422	DZ22	PWA1422	HB7570—1997	1 000℃以下涡轮叶片，1 050℃以下导向叶片
DZ422B	DZ22B	NW12KCATHf	HB7240—1995	1 000℃以下涡轮叶片
DZ438G	DZ38G	—	SGDZ38G—1985 - 1	900℃以下燃气轮机叶片
DZ640M	DZ40M	DSX40	Q/5B4051—1994	1 050℃以下导向叶片
DZ4125	DZ125	DS René125	Q/6S1321—1997	1 000℃以下涡轮叶片，1 050℃以下导向叶片
DZ4125L	DZ125L	DSRené125	Q/KJ.J02.12—2001	1 000℃以下涡轮叶片，1 050℃以下导向叶片
DD403	DD3	—	Q/6S366—1990	1 040℃以下涡轮叶片，1 100℃以下导向叶片
DD404	DD4	René - N4	Q/6SZ1311—1996	1 000℃以下涡轮叶片，1 050℃以下导向叶片
DD406	DD6	—	Q/6S1678—2001	1 100℃以下涡轮叶片
DD408	DD8	—	Q/KJ.J02.13—1999	950℃以下燃气轮机涡轮叶片
DD402	—	CMSX - 2、NWC8TA6AK	Q/GYB505—1999	1 050℃以下涡轮叶片

注：1. HB 航标。
2. YB/T 冶标。
3. Q/6S 航空材料研究院标准。
4. WS9 、Q/5B、QBWS9 西安航空发动机制造公司标准。
5. Q/GYB 钢铁研究总院标准。
6. Q/KJ.J、SG 中科院金属研究所标准。

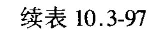
22　铸造高温合金的物理力学性能

为便于比较铸造高温合金的力学性能，将铸造高温合金的物理性能列于表 10.3-97，蠕变性能列于表 10.3-98，高周疲劳性能列于表 10.3-99。

22.1　铸造高温合金的物理性能（表 10.3-97）

表 10.3-97　铸造高温合金的物理性能

合金牌号	密度 /g·cm^{-3}	熔化温度范围/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}①		
			100℃	600℃	1 000℃	100℃	600℃	1 000℃	100℃	600℃	1 000℃
K213	8.14	1 324 ~ 1 361	10.89	17.58	20.52②	—	—	—	12.36	16.35	18.61②
K403	8.10	1 260 ~ 1 338	14.27	20.43	24.82③	—	—	—	11.3	13.0	15.1
K405	8.12	1 290 ~ 1 345	11.72	18.84	23.87④	—	—	—	11.6	13.4	16.0
K406	8.05	1 260 ~ 1 345	13.82	20.93	25.54③	—	—	—	11.82	13.93	15.45③
K406C	8.05	1 260 ~ 1 340	11.30	18.84	22.61③	—	—	—	9.73	14.34	15.76③
K409	8.18	1 260 ~ 1 289	8.83	15.90	29.12	400	490	880	12.16	13.65	15.25③
K417	7.80	1 260 ~ 1 340	10.87	19.25	35.98	—	494	544	—	13 .5	17.3
K417G	7.85	1 281 ~ 1 327	—	18.80	25.25	—	555	760	10.71	14.24	15.16③
K417L	7.8	1 270 ~ 1 340	—	18.98	29.68	—	564.3	773.3	—	12.7	14.0
K418	8.0	1 295 ~ 1 345	10.15	18.42	24.28③	439	515	569③	12.60	13.70	15.50
K418B	8.01	1 288 ~ 1 321	10.25	18.83	25.73	—	—	—	12.60	13.70	15.50
K419	8.5	1 260 ~ 1 340	—	19.26	26.80	—	—	—	12.36	13.25	15.49



续表 10.3-97

合金牌号	密度 /g·cm^{-3}	熔化温度范围/℃	热导率 λ/W·(m·K)$^{-1}$			比热容 c/J·(kg·K)$^{-1}$			线胀系数 α_l/10^{-6}K^{-1}①		
			100℃	600℃	1 000℃	100℃	600℃	1 000℃	100℃	600℃	1 000℃
K423	8.00	1 240 ~ 1 325	10.05	20.93	28.47③	—	—	—	10.80	13.50	16.10
K423A	7.98	1 260 ~ 1 335	—	19.6	27.5	—	544	733	9.80	12.9	15.5
K424	7.87	1 271 ~ 1 310	10.85	18.25	25.4	449	568	664	11.9	14.1	15.0②
K438	8.16	1 260 ~ 1 330	—	20.39	33.08	—	557	833	9.78	15.0	16.6
K438G	8.20	1 220 ~ 1 320	—	18.00	22.10	—	507	582	9.9	13.5	16.1④
K441	8.8	1 320 ~ 1 410	—	17.68	28.09	—	472.3	631.2	9.9	12.0	13.8
K477	7.95	1 210 ~ 1 290	12.56	23.63	—	448	579	—	11.40	13.70	—
K480	8.16	1 270 ~ 1 320	12.25	13.45	15.82	—	—	—	11.30	17.16	23.45④
K491	7.75	1 160 ~ 1 320	—	18.55	24.20③	—	599	687③	12.19	13.53	14.67③
K4002	8.5	1 280 ~ 1 380	7.54	12.14	20.93	419	398	586	12.38	13.13	15.04
K4169	8.22	1 243 ~ 1 359	—	19.99	22.29②	—	548	594②	13.2	15.2	16.8②
K4537	8.30	1 255 ~ 1 335	11.30	20.09	25.96③	—	—	—	11.8	13.9	15.9③
K640	8.68	1 340 ~ 1 396	13.40	19.97	28.89③	—	—	—	—	14.7	15.9③
K825	7.98	1 312 ~ 1 435	—	31.73	39.79	452.2	523.4	582.0	—	12.43	14.13
DZ404	8.15	1 310 ~ 1 365	13.39	20.51	24.70③	658	662	721③	9.17⑤	13.07⑤	15.2④⑤
DZ405	8.12	1 290 ~ 1 345	11.72	18.84	23.86④	—	—	—	11.6⑥	13.4⑥	16.0⑥
DZ417G	7.84	1 286 ~ 1 342	—	18.41⑤	27.2⑤	—	560	732	12.5	13.5	14.7
DZ422	8.56	1 307 ~ 1 366	8.09	19.88	26.77	393	540	645	—	13.01⑤	15.44⑤
DZ422B	8.56	1 315 ~ 1 374	8.09	19.88	26.77	393	540	645	—	13.01⑤	15.44⑤
DZ438G	8.10	1 242 ~ 1 332	—	20.45	28.80	—	554	714	10.82	13.64	14.50③
DZ640M	8.68	1 345 ~ 1 395	—	21.44	25.87	—	543	594	8.7⑤	12.3⑤	13.5⑤
DZ4125	8.48	1 295 ~ 1 377	—	16.79	19.43	—	498	473	—	13.53⑤	16.02⑤
DZ4125L	8.35	1 243 ~ 1 360	—	17.3⑤	26.4⑤	—	520	720	11.8⑤	13.1⑤	15.0⑤
DD403	8.20	1 328 ~ 1 376	10.19	20.16	33.24⑦	481	525	821⑦	—	13.92⑧	17.16⑦⑧
DD404	8.49	1 284 ~ 1 339	—	16.22	23.99	—	—	—	12.02	14.34	16.58
DD406	8.78	1 342 ~ 1 399	8.00⑧	17.60⑧	28.95⑦⑧	358⑧	531⑧	704⑦⑧	—	13.15⑧	15.76⑦⑧
DD408	8.26	1 295 ~ 1 360	—	19.04⑧	23.51⑧	—	536⑧	619⑧	10.90⑧	12.90	14.00④
DD402	8.67	1 330 ~ 1 382	—	20.3⑧	30.2⑦⑧	—	490⑧	632⑦⑧	9.62⑧	13.66⑧	15.23③⑧

① 从室温到标出温度。
② 为 800℃。
③ 为 900℃。
④ 为 950℃。
⑤ 为纵向性能。
⑥ 纵向和横向数值相同。
⑦ 为 1 100℃。
⑧ 为 [001] 取向性能。

22.2 铸造高温合金的蠕变性能（表 10.3-98）

表 10.3-98 铸造高温合金的蠕变性能

合金	不同温度的蠕变强度 $\sigma_{0.2/100}$/MPa						
	650℃	760℃	800℃	850℃	900℃	950℃	1 000℃
K403	—	—	392	—	190	—	—
K405	—	—	—	—	196	—	—
K406	—	—	226	—	157	—	—



续表 10.3-98

合金	不同温度的蠕变强度 $\sigma_{0.2/100}$/MPa						
	650℃	760℃	800℃	850℃	900℃	950℃	1 000℃
K406C	—	—	248	—	108	—	—
K409	—	470	—	—	245	—	—
K417	—	—	392	—	206	—	—
K417G	—	—	431	—	221		
K417L	—	—	380	—	193	—	—
K418	—	—	362	—	> 176	—	—
K418B	—	—	—	—	176	—	—
K419	—	—	—	372	245	186	122
K423	—	—	> 137	> 117	—	—	—
K423A	—	—	—	—	—	—	100
K424	—	—	411	—	210	—	—
K441	—	—	204	—	96	—	—
K477	380	—	—	—	—	—	—
K4002	—	—	—	353	251	—	—
K438	—	294（750℃）	—	196	—	—	—
K438G	—	—	432	—	—	—	—
K4537	—	—	270	—	—	—	—
DZ417G	—	490（$\sigma_{0.2/300}$）	—	225（$\sigma_{0.2/300}$）（860℃）	—	—	—
DZ422	—	550（750℃）	—	354	—	175	—
DZ422B	—	530	—	—	260	—	—
DZ4125	—	595（750℃）	—	380	—	195	—
DZ4125L	—	572（750℃）	—	391	—	195	—
DD403	—	—	534$\sigma_{0.2/1\,000}$	410$\sigma_{0.2/1\,000}$	272$\sigma_{0.2/1\,000}$	—	78.5
DD406	—	593	—	498	—	—	205（980℃）
DD402	—	609	—	—	—	—	115

22.3 铸造高温合金的高周疲劳强度极限（表 10.3-99）

表 10.3-99 铸造高温合金的高周疲劳强度极限

合金	试样直径/mm 缺口尺寸/K 或 r	不同温度的旋转弯曲疲劳强度极限/缺口疲劳强度极限/MPa					
		500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	950℃
K213	$K=1.86$	245	245/196	265/196	—	—	—
K403	$\phi=4$ $\phi=9.5$，$r=0.75$	— —	— —	373 294/245	— —	353 —	— —
K405	$\phi=9.5$，$r=0.75$ $\phi=4$，$r=0.25$	— —	— —	275/255 353	— —	284（930℃） 353/284（930℃）	—
K406	$\phi=9.5$， $\phi=4.0$，$r=0.75$	— 353/314（550℃）	— 392/343（650℃）	294 373/314（750℃）	— —	— —	— —
K406C	$\phi=9.5$	—	—	314	—	—	—
K409	$\phi=9.5$ $\phi=7.5$，$r=0.75$	— —	— —	314 314	— —	— 314/294	— —
K417	$\phi=7.0$，$r=0.75$	—	—	255/255	—	294/284	—
K417G	$\phi=7.0$，$r=0.75$	294/274（550℃）	294（650℃）	294/274	333/274	294	—
K418	$\phi=7.5$，$K=1.86$	255/176	—	314	—	274	—
K418B	$\phi=7.5$，$K=1.86$	—	275/235	325/255	—	—	—



续表 10.3-99

合金	试样直径/mm 缺口尺寸/K 或 r	不同温度的旋转弯曲疲劳强度极限/缺口疲劳强度极限/MPa					
		500℃	600℃	700℃	800℃	900℃	950℃
K419	$\phi=4.0$	—	—	362（760℃）	372	362	—
	$\phi=7.5$	—	—	294	304（850℃）	294	304
	$\phi=9.5$，$r=0.75$	—	—	—	–/284	294	—
K423	$\phi=7.5$	—	—	352（750℃）	323	274	—
K424	$\phi=9.5$，$K=1.86$	—	—	269/249	—	289/259	—
K438	$\phi=7.0$，$r=0.75$	255/275（550℃）	275/255（650℃）	—	248/226（850℃）	—	—
K438G	$\phi=7.0$，$r=0.75$	—	294/255（650℃）	—	314/245（850℃）	—	—
K441	$\phi=7.0$	—	—	—	—	265	—
K480	$\phi=7.5$，$K=1.86$	294/245（550℃）	—	421/284	265/216（850℃）	—	—
K491	$\phi=9.5$，	—	314	294（750℃）	—	—	—
K4002	$\phi=4.0$，$r=0.75$	—	—	363/348	—	382	—
	$\phi=7.5$，$r=0.75$	—	—	314/275	—	343	—
	$\phi=9.5$，$r=0.75$	—	—	304/284	—	324	—
K4169	$\phi=7.5$，$K=3.0$	170/140（482℃）	—	—	—	—	—
K4537	$\phi=7.5$，$r=0.75$	265/176	284/196	363/245	—	—	—
K640		—	269（649℃）	269（732℃）	221（816℃）	—	—
DZ404	$\phi=4.0$	—	—	352	—	382（930℃）	—
DZ405	$\phi=4.0$	—	—	363	—	363（930℃）	—
DZ417G		260（室温）	—	—	400	390	—
DZ422	$\phi=4.0$，$K=3.0$	—	—	350/321	—	395/355	—
DZ422B		—	—	350	—	370	—
DZ438G	—	—	275/275（650℃）	—	392/314（850℃）	—	
DZ640M	$\phi=4.0$	—	—	454	295	—	—
DZ4125	$\phi=4.0$，$K=1.7$	—	—	378	—	383/359	—
DZ4125L	$\phi=6.0$	—	—	300（760℃）	—	430	—
DD403		—	—	448/392	—	437（930℃）	—
DD404	$\phi=4.0$	—	—	410	—	350	—
DD406		—	—	460	—	—	—
DD408		—	—	—	538	—	—
DD402	$\phi=5.0$ $r=0.34$	—	—	715/465	—	663（870℃）	—

编写：孙家华（钢铁研究总院）



第4章 粉末高温合金和氧化物弥散强化（ODS）高温合金

1 粉末高温合金

1.1 粉末高温合金的发展概况

随着航空火、箭、地面燃气轮机的发展，涡轮进口温度不断提高，要求提供适合新型发动机的燃烧室、涡轮导向叶片、涡轮与压气机盘等零件用的高温合金。在高温合金的发展进程中，由于合金化程度不断提高，合金的加工塑性随高温强度的提高而降低。合金的组织结构变得愈加复杂，变形高温合金的组织变得不均匀，偏析愈加严重，随之而来的是有害相的析出，严重影响合金的开坯和锻压加工。用粉末冶金的方法生产高温合金是20世纪70年代出现的一项新技术。由于粉末颗粒细小、凝固和冷却速度快，其成分均匀、晶粒细小、热加工性能好，采用粉末冶金工艺可以获得几乎无偏析、组织均匀、热加工性能良好的新型高温合金——粉末冶金高温合金。

1.1.1 美、苏等发达国家的粉末高温合金涡轮盘制造技术

在粉末高温合金领域，俄、美两国都处于世界领先地位。美国于20世纪60年代制定了一项先进发动机材料的发展计划（Materials for Advanced Turbine Programme），美国国家宇航局研究中心根据该项计划开始研究粉末高温合金，并与发动机制造厂、金属生产厂共同研制。美国普惠公司（Pratt Whitney）首先于1972年采用氩气雾化制粉＋热挤压＋等温锻造成功研制了IN100粉末高温合金，用于制造F100发动机的压气机盘和涡轮盘等11个部件，装备在F15和F16战斗机上。该公司于1976年采用直接热等静压工艺成功研制了LC Astroloy粉末高温合金，用于制造JT8D－17R发动机涡轮盘，以取代原来的Wasploy合金变形涡轮盘。于1979年该公司研制成功了MERL76粉末涡轮盘，并用于JT9D、JT10D（PW2073）等发动机。美国GE公司于1972年采用氩气雾化制粉＋直接热等静压工艺研制成功Rene95粉末涡轮盘，于1973年首先用于军用直升机的T－700发动机上，1978年完成了F404发动机压气机盘、涡轮盘和涡轮轴的研制，之后被推广应用于CF6－80C2、CFM56、F101发动机上。20世纪80年代Rene95粉末高温合金涡轮盘采用了热等静压＋等温锻造或热挤压＋等温锻造工艺，应用于F404、F101、F110发动机上。为提高发动机的安全可靠性和使用寿命，GE公司根据空军的要求，采用氩气雾化＋热挤压＋等温锻造工艺于1988年研制出第二代粉末高温合金Rene88DT，该合金粉末涡轮盘被应用于GE80E1、CFM56－5C2、GE90发动机上。

俄罗斯粉末高温合金的研究始于20世纪60年代末，粉末高温合金的应用由军用航空领域逐渐扩展到民用航空工业。俄罗斯轻合金研究院于20世纪70年代中期先后研制成功ЭП741П、ЭП741НП、ЭП741НПУ粉末高温合金涡轮盘，其中ЭП741НП合金使用量最大，用于米格29、米格31和苏27改型等发动机。80年代研制出ЭП962П、ЭП975П、ЭП962НП粉末高温合金。90年代初研制了ЭИ698П粉末高温合金。俄罗斯粉末高温合金涡轮盘的主导工艺路线是真空感应冶炼母合金＋等离子旋转电极制粉＋直接热等静压成形。

1.1.2 我国的粉末高温合金

我国的粉末高温合金研究始于1977年，从德国引进了氩气雾化制粉及粉末处理成套设备，自行设计制造了生产型ϕ690 mm热等静压机和500T等温锻造机。先后研制了FGH100和FGH95粉末高温合金。采用氩气雾化＋热等静压成形＋包套模锻工艺于1984年研制成功直径为420mm的涡轮盘，盘件性能基本达到美国同类合金Rene95技术条件的要求。于20世纪90年代初从俄罗斯引进等离子旋转电极制粉设备（图10.4-1）以及粉末处理、粉末脱气、装套、封焊和大型真空退火炉等配套设备，同时引进了荷兰大型超声波水浸探伤仪，并配备了国产大型热处理炉、盐浴炉及机加工等设备。在引进先进设备和技术的同时，根据国情，开发新工艺。目前我国已具备一条较为完整的先进的粉末高温合金生产线。采用等离子旋转电极制粉＋热等静压成形＋包套锻造工艺制造了ϕ630 mmFGH95合金粉末涡轮盘（图10.4-2），其金相组织和性能基本达到技术标准。用等离子旋转电极制粉＋热等静压成形工艺生产的FGH95合金粉末涡轮叶片挡板（图10.4-2），已应用于某新型高推重比发动机。为满足高推重比发动机对新材料的要求，继FGH95粉末高温合金之后，开展了第二代FGH96粉末高温合金涡轮盘、挡板等产品的研制。

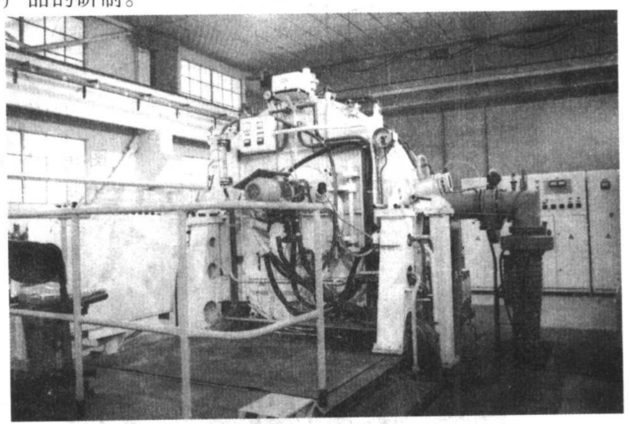
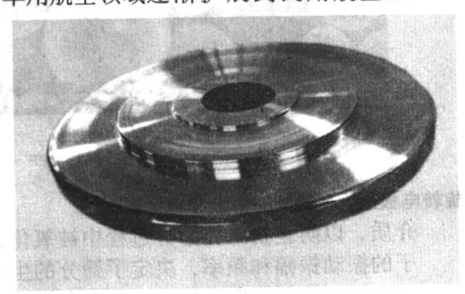
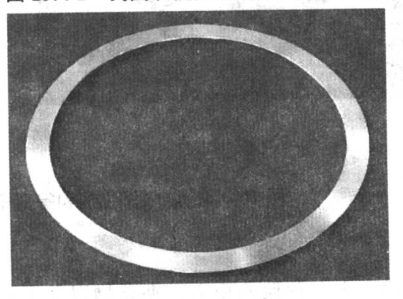


图10.4-1 我国从俄罗斯引进的第一台等离子旋转电极制粉设备



(a) FGH95合金粉末涡轮盘



(b) FGH95合金高压涡轮盘挡板毛坯

图10.4-2 钢铁研究总院研制的FGH95合金粉末涡轮盘和高压涡轮盘挡板毛坯



1.2 粉末高温合金的制造工艺

粉末高温合金的主要工艺流程为：母合金的冶炼和加工—粉末制备—粉末处理—粉末脱气装套—直接热等静压（或热等静压＋等温锻造；热等静压＋包套模锻，成形工艺须根据产品用途、技术标准制定）—热处理—机加工。

1.2.1 母合金的冶炼和加工

母合金冶炼是制造粉末高温合金的重要工艺环节。目前主要采取真空感应冶炼法。为了进一步降低合金中的气体、夹杂物含量，采用二次重熔的双联工艺。即真空感应炉与真空自耗炉双联，真空感应炉与电渣炉重熔的双联工艺。根据制粉工艺的要求，母合金浇注完成后必须经过特殊加工。例如等离子旋转电极法制粉工艺对母合金棒的直径、长度和表面粗糙度都有一定的要求。

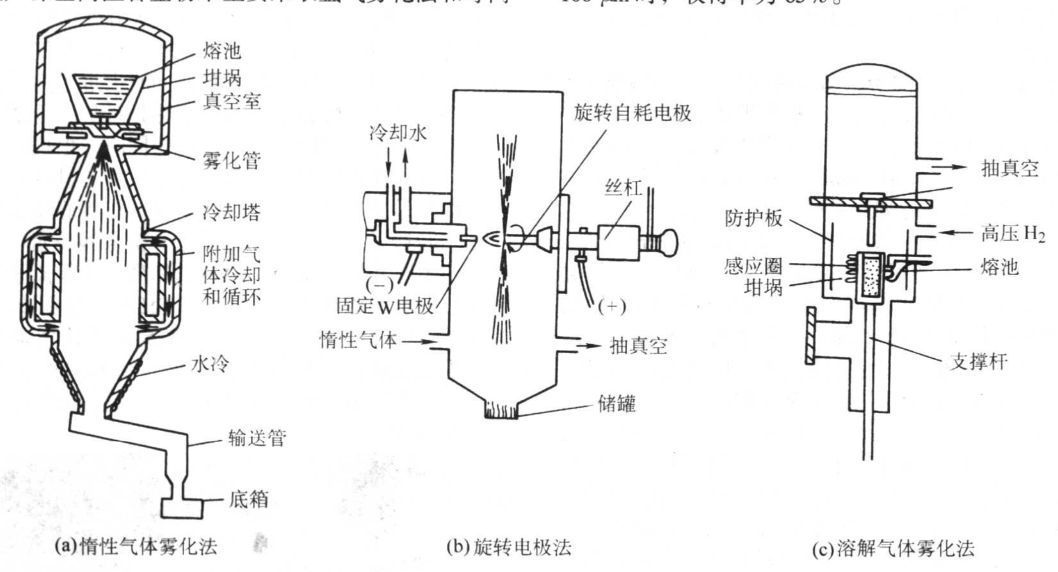
1.2.2 粉末的制备

目前采用的制粉工艺有氩气雾化法、溶解气体真空雾化法、旋转电极法及由此发展的等离子旋转电极法和强制冷却离心雾化法。如图 10.4-3 和图 10.4-4 所示。

目前生产镍基高温合金粉末主要采取氩气雾化法和等离子旋转电极法。

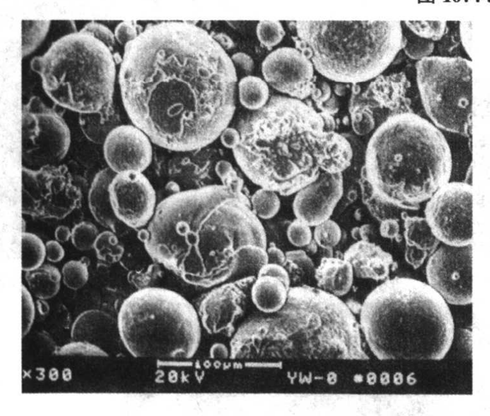
氩气雾化（AA）法：母合金在制粉设备真空室内感应加热熔化，通过喷嘴流入充满惰性气体的雾化室，在高压气流中熔体被击碎成粉末，液滴的凝固速度为 10^2 K/s。该工艺制造的粉末粒度的分布较宽，粉末的粒度组成主要取决于气体的流速。粉末的形状主要是球形，但异形粉、黏连粉、空心粉较多，陶瓷夹杂物较多，氧含量较高。该方法细粉的收得率较高。

等离子旋转电极（PREP）法：以预制的母合金棒料作为自耗电极，在设备的雾化室中在高纯的惰性气体保护下，高速旋转的母合金电极棒在等离子弧的作用下端面熔化，靠离心力的作用薄层，液态金属雾化成极小的液滴飞射出去，以 10^5 K/s 的速度冷却，靠表面张力的作用，液滴凝固成球形粉末颗粒。该工艺的主要参数是：电极棒转速，惰性气体介质，等离子枪功率。粉末的主要特征是：粒度分布较窄，球形度好，表面光亮洁净，氧含量较低，流动性好。目前，我国采用 PREP 法制造镍基高温合金粉末，成品粉粒度范围为 50 ~ 150 μm 时，收得率为 85%；成品粉粒度范围为 50 ~ 100 μm 时，收得率为 65%。

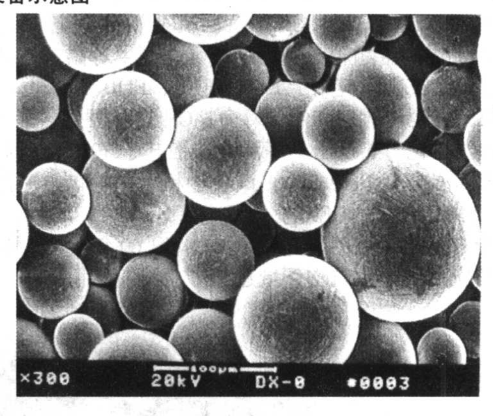


(a) 惰性气体雾化法　(b) 旋转电极法　(c) 溶解气体雾化法

图 10.4-3　制粉设备示意图



(a) 氩气雾化法生产



(b) 等离子旋转电极法生产

图 10.4-4　氩气雾化法和等离子旋转电极法生产的镍基高温合金粉末

1.2.3 粉末处理

（1）粉末的筛分

通过筛分将原始粉末中大颗粒的粉末、夹杂物以及少量母合金中未熔化的粒子和氧含量高的细粉筛出，获得所需粒度范围的粉末。筛分的主要工艺参数有：①高纯的惰性气体介质，以防止粉末在筛分过程中被氧化；②下粉的流量和筛子的振动振幅和频率，决定了筛分的生产效率。

（2）静电分离去除非金属夹杂物

通过静电分离去除筛分后粒度范围粉末中的夹杂物是保证成品粉质量的必不可少的有效措施。静电分离是利用电晕



放电现象以及金属粉末和非金属夹杂物介电常数不同而进行分离的。金属粉末经给料器均匀撒落到辊筒表面进入电晕极所产生的高压电晕电场后，金属粉末和非金属夹杂物均获得电荷，由于金属粉末导电率高，所获得的负电荷立即被接地的金属辊筒传走，而粉末在离心力和重力的共同作用下从辊筒前方落下；而非金属夹杂物导电率低，不易失去电荷，于是被吸附在辊筒上，随着辊筒的转动而被带到辊筒后方，由刷子将其清理进入废粉罐。静电分离的主要工艺参数有：①高纯的惰性气体介质；②沉淀极辊筒转速；③电晕极电压；④下粉的流量。图 10.4-5 所示是具有三级辊筒的静电分离装置。

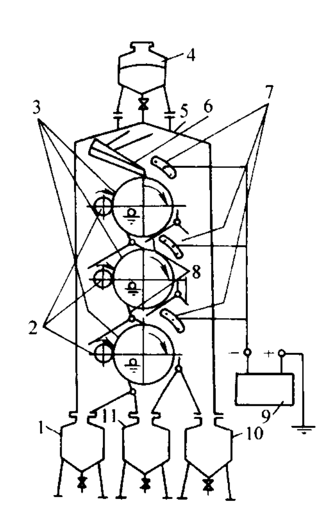


图 10.4-5　去除夹杂物的静电分离装置简图

1—夹杂物接收罐；2—清理刷；3—沉淀极；4—粉罐；5—工作室；6—下粉口；7—电晕极；8—挡料器；9—高压整流器；10—洁净粉罐；11—中间粉罐

1.2.4　粉末检测

粉末检测的主要项目有：粉末的形貌、粒度组成、粉末中的夹杂物、粉末的流动性、松装密度、振实密度和粉末中的气体含量。

在制粉过程中每炉至少取样 3 次，每次 1 kg，随炉检测粉末的形貌、粒度、气体含量，以便及时调节、控制工艺参数。

在筛分过程中必须按规定取样，检测粉末的粒度组成。

在静电分离去除非金属夹杂物的工艺过程中每炉取样 3 次，检测 1 kg 粉末中的夹杂物。目前我国的技术条件规定，每公斤粉末中尺寸大于 50 μm 的夹杂物不能多于 10 个。

对每炉批成品粉末必须按规定作各项检测，合格后方能转入下道工序。

1.2.5　粉末的脱气、装套、封焊

粉末在密实成形前必须装入包套。包套材料为普通碳素钢或不锈钢，根据工艺要求进行设计，通过氩弧焊或铍压制成。包套在装入粉末前必须检漏、清洗，并经过真空热处理。

目前钢铁研究总院采用的粉末脱气、装套、封焊装置（见图 10.4-6）是在密封的真空室内连续完成上述 3 道工序，即在不低于 1.33×10^{-2} Pa 真空度下升温到 400℃，使粉末在流动状态下和装入包套后都得到充分脱气，吸附在包套内壁、粉末表面及间隙的气体完全排出。设备的振动装置使流入包套的粉末得到密实，要求振实密度不低于 63%，最后用电子束焊密封包套口。粉末脱气、装套、封焊的主要工艺参数有：真空度、温度、粉流速度、振动振幅和频率等。

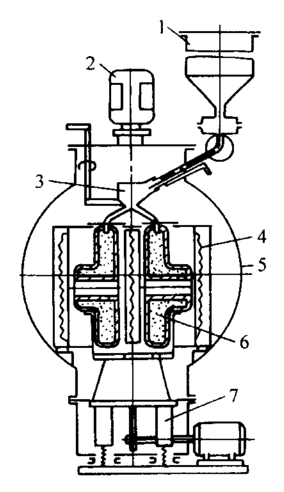


图 10.4-6　粉末脱气、装套和封焊装置简图

1—运输粉罐；2—电子束焊枪；3—下粉漏斗；4—发热体；5—真空室；6—包套；7—振动装置

1.2.6　成形工艺

粉末高温合金所采用的成形工艺主要有热等静压、热挤压、等温锻造、包套锻造等，具体工艺方案的实施取决于成形件的使用要求。

1）热等静压　装入粉末并封焊好的包套在热等静压机中于高温高压下（氩气）使粉末密实成形，然后通过机加工去除包套，获得热等静压的毛坯。热等静压的主要工艺参数是温度、压力和设定温度下的保压时间。根据产品对晶粒度的要求或后续工艺的需要，热等静压的温度可以选择高于或低于 γ′相的溶解温度。工艺参数的选择必须综合考虑成形件的密度及组织性能的最佳匹配。根据成形件的技术条件，可以采用直接热等静压成形或将热等静压后的坯料进行热挤压或锻造成形。

2）热挤压　热挤压是热压和热加工变形的综合方法。热挤压过程中粉末颗粒承受剪切和热压，发生了充分变形，使粉末原始颗粒边界和枝晶组织破碎，增强了颗粒间的结合。可以直接热挤压包套内的粉末，也可以热挤压已预成形的坯料，粉末高温合金成形必须保证一定的挤压比，一般有 3:1，6:1，12:1。热挤压后的材料可以进行锻造或轧制。

3）等温锻造　等温锻造是在特制的模具中将坯料加热到变形温度并以低变形速率变形的模锻。对于高性能、难变形的粉末高温合金，采用这一工艺可获得组织均匀、晶粒细小的高精度锻件，从而节约金属消耗，并降低机加工成本。但也存在模具及加热成本昂贵以及锻造生产效率低等缺点。等温锻造对粉末高温合金来说，是一重要和有效的工艺，但必须将能够降低变形抗力、可精密成形和控制最佳组织等优点与模具昂贵及生产率低等缺点进行综合分析后，才能做出选择。

4）包套锻造和包套模锻　这是结合我国国情而发展的热加工工艺。将坯料装入不锈钢套，在坯料和钢套之间放入隔热材料，锻造前加热到一定温度并保温后再进行锻造。我国采用此工艺在 3 万吨水压机上成功模锻出直径为 630 mm 的 FGH95 合金粉末盘，盘面光洁，无裂纹，经超声探伤检测质量合格。

目前我国制造的应用于先进飞机发动机涡轮盘前后挡板所采用的是：用 PREP 法生产的镍基高温合金粉末，直接热等静压成形工艺。HIP 工艺参数为：在合金的 γ′完全溶解温度以上 10～20℃，压力 120～140 MPa，保温保压时间 3～4 h。

粉末高温合金涡轮盘采用的成形工艺是：用 PREP 法生产的镍基高温合金粉末热等静压＋包套锻造。

1.2.7 热处理工艺

粉末高温合金盘件的热处理工艺是根据合金化学成分及对强度、抗低周疲劳性以及750℃下高温强度的综合要求而制定的。通过热处理消除晶内偏析，获得最佳的晶粒尺寸，使起强化作用的γ′相和碳化物的分散度有一个最佳的配比关系。

粉末高温合金热处理通常分为固溶和时效两个阶段。固溶温度选择在稍高于γ′相完全溶解的温度或（γ+γ′）两相区，固溶处理的冷却方式采取空冷、油冷或盐淬。时效温度和时间的选择主要考虑有利于γ′强化相的析出和力学性能的提高，同时抑制晶界析出有害相。

表10.4-1列出了几种粉末高温合金的热处理制度。

表10.4-1 几种粉末高温合金的热处理制度

合金牌号	热处理工艺
FGH95	1 140℃×1.5 h，600℃盐淬+870℃×1.5 h，空冷+650℃×24 h，空冷
FGH96	1 150℃×2 h，油（盐）淬+760℃×8 h，空冷
ЭП741НП	1 200 ℃×8 h，炉冷到1 170℃，空冷+ 870℃×32 h，空冷

1.2.8 双性能粉末涡轮盘的制造工艺

飞机发动机涡轮盘在工作过程中各部位承受的温度和载荷不同，按照轮缘部分在高温下具有较高的持久、蠕变性能和损伤容限，轮毂部分在较低温度下具有较高的屈服强度和低周疲劳寿命的使用要求，设计一种双性能涡轮盘。美国于1977年开始研究双性能涡轮盘，1997年应用到发动机上。英、俄、日及中国等国家也在开展这方面的研究工作。

双性能盘分单合金双重组织和双合金双重组织两种类型，其制造工艺包括：热机械处理；直接热等静压成形；热等静压扩散连接；超塑性锻造；锻造增强连接；梯度热处理等。

1）单合金双重组织双性能盘　主要通过特殊的热处理工艺，如图10.4-7所示，使盘件的轮缘部分获得粗晶组织，轮毂部分获得细晶组织，从而使盘件具有双重性能。

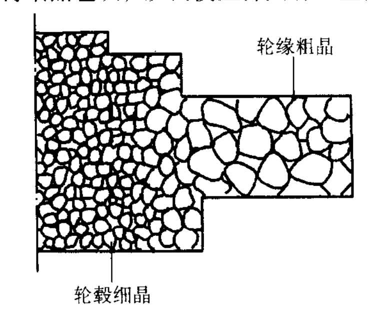


图10.4-7 单合金双重组织双性能盘组织示意图

2）双合金双重组织双性能盘　轮缘和轮毂是由两种合金连接而成，要求轮缘部分的合金具备良好的高温性能，轮毂部分的合金具有较高的屈服强度，其连接工艺是技术的关键。俄罗斯采用热等静压扩散连接工艺，日本采用热等静压成形+超塑性锻造工艺。

1.3 粉末高温合金的质量控制

复杂的粉末冶金工艺给粉末高温合金带来的主要缺陷有夹杂物、原始颗粒边界（PPB）和热诱导孔洞。在研制的过程中，这些缺陷已不断地被科研人员所认识和攻克。粉末高温合金的质量与母合金冶炼、粉末制备、粉末处理、固实成形、热处理等工艺过程有着密切的关系。粉末高温合金制造的涡轮盘、挡板等是飞机发动机的关键部件，为确保发动机部件质量的稳定、安全、可靠，对每个工艺环节建立了严格的质量控制规范，并制定了相应的检测方法和技术标准，以实行严格的质量监控。

1.4 几种镍基粉末高温合金的化学成分（表10.4-2）

表10.4-2 几种镍基粉末高温合金的化学成分（质量分数） %

合金牌号	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Nb	Ti	B	Zr	其他
IN100	0.07	12.4	16.5	—	3.2	5.0	—	4.3	0.02	0.06	V 0.8
LC Astroloy	0.023	15.1	17.0	—	5.2	4.0	—	3.5	0.024	<0.01	—
Rene95（FGH95）	0.04~0.07	12.0~14.0	7.0~9.0	3.3~3.7	3.3~3.7	3.3~3.7	3.3~3.7	2.3~2.7	0.006~0.015	0.03~0.07	
U720	0.025	16.0	15.2	1.25	3.0	2.5	—	5.0	0.018	0.03	
Rene88DT	0.04	16.0	13.0	4.0	4.0	2.2	0.7	3.7	0.015	0.05	
N18	0.02	11.5	15.7	—	6.5	4.35	—	4.35	0.015	—	（Al+Ti+Nb+Ta+Hf）9.20
RR1000	0.027	14.50	15.0	—	4.5	3.0	—	4.0	0.015	0.06	（Al+Ti+Nb+Ta+Hf）9.25
C498	0.04	12.0	20.0	—	4.0	4.0	Ta/4.0	4.0	0.06	0.20	Ta4.0 （Al+Ti+Nb+Ta+Hf）12.0
Alloy10	0.04	11.0	15.0	5.7	2.5	3.8	1.8	1.8	0.03	0.10	Ta 0.9 （Al+Ti+Nb+Ta+Hf）10.30
NR3	0.024	11.8	14.65	—	3.3	3.65	—	5.5	0.013	0.024	Hf 0.03 （Al+Ti+Nb+Ta+Hf）9.20
ЭП741НП	0.02~0.06	8.0~10.0	15.0~16.5	4.8~5.9	3.5~4.2	4.85~5.25	2.4~2.8	1.6~2.0	≤0.015	≤0.015	Hf 0.1~0.4 Mg≤0.05
ЭП962П	0.06~0.08	12.0~15.0	8.0~10.0	2.5~4.0	3.9~4.7	3.6~4.0	Nb+Ta 3.2~3.7	2.4~3.0	≤0.015	—	Hf 0.1~1.0 V0.1~0.6 Mg≤0.02 La≤0.01
ЭП975П	0.05~0.1	6.0~10.0	8.0~12.0	7.0~10.0	2.3~3.5	5.0~7.0	1.5~3.5	1.0~3.0	0.008~0.035	—	Hf 0.4~1.0 Mg0.001~0.1 稀土0.001~0.1
FGH96	0.02~0.05	15.5~16.5	12.5~13.5	3.8~4.2	3.8~4.2	2.0~2.4	0.6~1.0	3.5~3.9	0.006~0.015	0.025~0.05	Ce0.01



1.5　几种粉末高温合金的物理性能及特征

1.5.1　热性能

（1）熔化温度范围（表 10.4-3）

表 10.4-3　熔化温度范围

合金牌号	熔化温度范围/℃
FGH95	1 260 ~ 1 348
FGH96	1 280 ~ 1 350
ЭП741НП	1 290 ~ 1 340

（2）线胀系数（表 10.4-4）

表 10.4-4　线胀系数　$10^{-6}K^{-1}$

温度/℃	20 ~ 100	20 ~ 100	20 ~ 300	20 ~ 400	20 ~ 500	20 ~ 600	20 ~ 700	20 ~ 800	20 ~ 900
FGH95	10.5	11.39	12.14	12.69	13.09	13.51	14.08	14.77	15.03
FGH9611.49	—	12.47	—	13.42	—	14.40	14.86	15.33	
ЭП741НП	11.5	11.9	12.2	12.6	12.9	13.2	13.7	14.1	14.6
温度/℃	100 ~ 200	200 ~ 300	300 ~ 400	400 ~ 500	500 ~ 600	600 ~ 700	700 ~ 800	800 ~ 900	20 ~ 1 000
FGH96	—	—	—	—	—	—	—	—	15.82
ЭП741НП	12.2	13.0	13.7	14.1	14.7	16.9	16.9	18.9	—

（3）热导率（表 10.4-5）

表 10.4-5　热导率　$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
FGH95	8.7	9.5	10.5	11.7	12.8	13.9	15.1	15.7	17.0	18.4	20.0
FGH96	9.30	9.98	11.26	12.54	14.07	15.66	17.47				
ЭП741-НП	7.12	8.79	10.9	12.6	14.2	15.9	17.2	18.4	20.1	21.8	

（4）比热容（表 10.4-6）

表 10.4-6　比热容　$J\cdot(g\cdot K)^{-1}$

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900	1 000
FGH95	432.7	439.4	443.4	447.4	453.2	458.9	516.7				
FGH96	390	399	417	435	454	470	490				
ЭП741НП	360	410	446	471	491	503	518	572	612	653	746

1.5.2　电性能（表 10.4-7）

表 10.4-7　电阻率　$\mu\Omega\cdot m$

温度/℃	20	100	200	300	400	500	600	700	800	900
FGH95	1.421	1.460	1.495	1.525	1.551	1.573	1.593	1.603	1.601	1.593

1.5.3　组织特征（表 10.4-8）

表 10.4-8　几种合金的特征

合金	γ′含量/%	γ′完全固溶温度/℃	固相线温度/℃	密度 ρ/g·cm^{-3}
IN100	61	1 185	1 260	7.88
MERL76	64	1 190	1 200	7.83
LC Astroloy（API）	45	1 145	1 220	8.02
Rene95（FGH95）	50	1 160	1 260	8.30
U720	—	1 140	1 245	8.10
ЭП741НП	60	1 180	1 270	8.35
Rene88DT(FGH96)	42	1 130	1 250	8.32
N18	55	1 190	1 210	8.00
RR1000	46	1 160	—	—
ЭП962НП	57	1 120	1 250	—

1.6　技术标准规定的力学性能

1.6.1　FGH95 合金的力学性能

表 10.4-9 为 FGH95 合金的力学性能，直接热等静压 + 热处理态的力学性能以表中 B 级为标准，热等静压 + 锻造 + 热处理后的力学性能，以表中 A 级为标准。

表 10.4-9　FGH95 合金的力学性能

级别	20℃拉伸				650℃拉伸				持久	蠕变	低周疲劳
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	650℃ 1 035 MPa	595℃ 1 035 MPa	538℃ $R = 0.95 \pm 0.02$ $f = 10 \sim 30$ n/min $\varepsilon_t = 0.78\%$
A	1 590	1 240	10	12	1 430	1 150	8	10	> 50 h, $\delta > 3\%$	100 h $\varepsilon_t < 0.2\%$	$N_f \geq 5\ 000$ 周
B	1 520	1 170	10	12	1 360	1 110	8	10	> 50 h, $\delta > 3\%$	50 h $\varepsilon_t < 0.2\%$	$N_f \geq 5\ 000$ 周
C	1 430	1 145	10	12	1 280	1 055	8	10	> 35 h, $\delta > 3\%$	25 h $\varepsilon_t < 0.2\%$	$N_f \geq 5\ 000$ 周

缺口周期断裂性能

θ/℃	σ_{max}/MPa	T/s	σ_{min}/MPa	加载或卸载时间/s	缺口 K_t	N/周
650	1 000	90 ± 10	0 ~ 33	5 ~ 15	2.0	≥300



续表 10.4-9

剩余疲劳寿命				
θ/℃	R	σ_{max}/MPa	F（n/min）	N/周
538	0.95 ± 0.05	690	10 ~ 30	≥5 000

1.6.2　FGH96 合金的力学性能（表 10.4-10）

表 10.4-10　FGH96 合金的力学性能

	θ/℃	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
拉伸	20	1 460	1 040	15
	650	1 350	950	12
	750	1 080	940	8
持久	650℃，1 000 MPa	≥100 h		
	750℃，650 MPa	≥5 0h		
蠕变	750℃，450 MPa，100 h	ε_t≤0.2%		
裂纹扩展	650℃ R = 0.05 ΔK = 300 MPa·m$^{1/2}$	加载条件	da/dN	
		无保持时间 0.33 Hz	< 5 × 10^{-4} mm/周	
		带保持时间 1.5 s – 90 s – 1.5 s	< 5 × 10^{-3} mm/周	

1.6.3　ЭП741НП 合金直接热等静压 + 热处理后的力学性能（表 10.4-11）

表 10.4-11　ЭП741НП 合金的力学性能室温和高温力学性能

半成品种类	试验/℃	$\sigma_{0.2}$	σ_b	δ_5	ψ	a_K	HB
		MPa		%		/J·cm^{-2}	d_{om}/mm
直径≤520 mm 的盘坯	20	833 ~ 1 000	1 274 ~ 1 519	13 ~ 28	15 ~ 26	44 ~ 49	3.1 ~ 3.5
	650	823 ~ 951	1 245 ~ 1 382	17 ~ 27	19 ~ 28	38 ~ 39	—
	700	823 ~ 931	1 186 ~ 1 235	16 ~ 26	17 ~ 26	—	—
	750	921	1 098 ~ 1 137	10 ~ 23	17 ~ 26	29 ~ 35	—
	800	784 ~ 882	980 ~ 1 039	11 ~ 22	15 ~ 27	—	—

持久强度极限

半成品种类	试验/℃	σ_{10}	σ_{100}	σ_{500}	$\sigma_{1\,000}$	$\sigma_{5\,000}$	σ^H_{100}①/σ_{100}
		/MPa					
直径≤520 mm 的盘坯	650	1 068 ~ 1 152	931 ~ 1 014	853 ~ 921	813 ~ 877	720 ~ 784	≥1
	750	755 ~ 843	666 ~ 691	490 ~ 583	451 ~ 539	363 ~ 441	≥1
	800	519 ~ 642	412 ~ 495	323 ~ 402	294 ~ 363	225 ~ 284	≥1

① r_H = 0.15 mm。

蠕变和疲劳极限

半成品种类	试验/℃	$\sigma_{0.2/100}$	$\sigma_{0.2/500}$	$\sigma_{0.2/1\,000}$	$\sigma_{0.2/5\,000}$	$\sigma_{0.5/100}$	$\sigma_{0.5/500}$	σ_{-1}		σ^{H2}_{-1}	
		按残余变形						N/周			
								2 × 10^7	10^8	2 × 10^7	10^8
		/MPa									
直径≤520 mm 的盘坯	650	872	823	794	706	911	843	—		137	118
	750	559	500	480	402	588	529	432	412	235	216

② r_H = 0.5 mm。

1.7　几种粉末高温合金的组织结构

1.7.1　相变温度

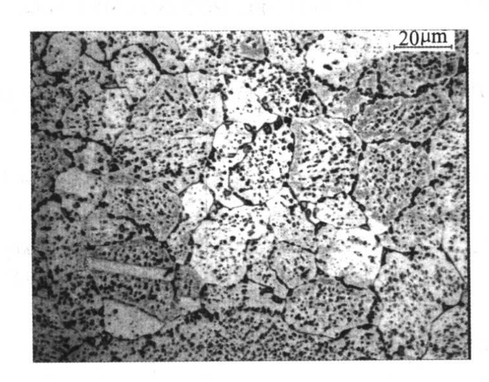
FGH95 合金 γ'相的析出峰为 850 ~ 900℃，完全固溶温度为 1 160℃，合金在 750 ~ 950℃时效，有微量 $M_{23}C_6$ 和 M_3B_2 析出；在高温 867 ~ 1 000℃时效，有微量 M_6C 析出。

FGH96 合金 γ'相的析出峰为 1 030 ~ 1 100℃，完全固溶温度为 1 130 ~ 1 140℃。

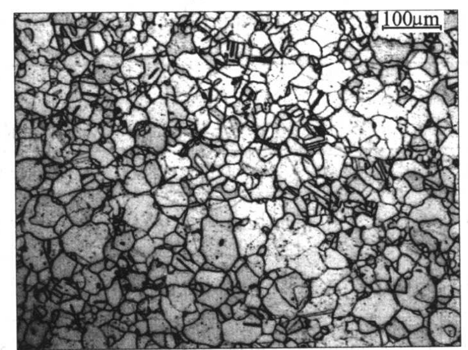
ЭП741НП 合金 γ'相的析出峰为 1 100℃ ~ 1 150℃，完全固溶温度为 1 180 ~ 1 190℃。在 800 ~ 1 000℃温度范围内沿晶析出 M_5B_3，在 750 ~ 950℃有 M_6C 沿晶析出，在 1 000 ~ 1 100℃有少量 M（C，B）析出 。

1.7.2　组织形貌

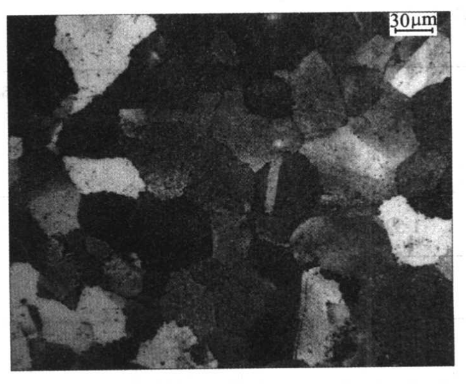
如图 10.4-8 所示，镍基粉末高温合金为奥氏体基体，其特征为变形再结晶和残余枝晶的混合组织，组织均匀、晶粒细小，晶粒度为 ASTM6.5 级或更细。



(a) FGH95



(b) FGH96



(c) ЭП7741 НП

图 10.4-8　热等静压 + 热处理后的金相组织



2　氧化物弥散强化（ODS）高温合金

2.1　概述

随着航空、航天事业的迅速发展，对材料的高温性能要求越来越高。高温合金的发展与现代飞机发动机的发展是同时起步、并且互相促进的。高温合金的发展都是由现代飞机发动机的需求驱动并且在使用中不断克服和解决出现的问题而前进的，同时高温合金的进展又推动了飞机发动机不断的技术进步。传统的高温合金一般采用析出相的沉淀硬化作为其主要的强化手段，但众所周知，析出相在高温下会聚集长大或重新固溶于基体中，失去了强化作用，限制了高温合金的使用温度。Y_2O_3、Al_2O_3、ThO_2 等氧化物具有很好的热稳定性和化学稳定性，其强化效果可以维持到接近合金的熔点温度，氧化物弥散强化（Oxide Dispersion Strengthened，简称 ODS）高温合金就是采用这些超细（< 50 nm）的氧化物质点对基体进行强化，使合金在高温下具有高强度的一类合金。

从 20 世纪初，人们便开始了氧化物弥散强化合金的研究，最早是采用传统的粉末冶金工艺制备氧化物弥散强化 W，经拉拔制成 W 丝，用此方法制备大尺寸的块状材料，就很难将氧化物颗粒分散均匀；30 年代发展了内氧化法，主要用于生产 Cu、Ag、Be 等合金，此方法很难保证基体金属不被氧化；50 年代末又出现了化学共沉淀法，其代表合金是 TD－Ni，但用此方法很难将 Al、Ti 等活泼性元素加入基体中；直到 70 年代，Benjamin 等人发明了机械合金化（Mechanical alloying，简称 MA）技术，才使 ODS 高温合金有了快速的发展，相继研制成功了 MA754、MA6000、MA956、MA758 等多个有代表性的 ODS 高温合金。

目前，ODS 高温合金已经批量生产并广泛应用于许多领域，国外主要集中在美国、英国、法国和德国等工业发达国家，其产量和应用范围在逐年扩大，应用范围包括先进航空航天发动机、燃气轮机的耐高温抗氧化部件，核反应堆包壳管，冶金、汽车、石化、玻璃等行业的耐高温抗腐蚀材料等。

现在，ODS 高温合金都是采用 MA 技术将超细的氧化物颗粒均匀地分散到合金基体中。含有弥散氧化物颗粒的机械合金化粉末经固实化处理后，便可得到密实的合金材料。ODS 高温合金的生产工艺流程如图 10.4-9 所示。

原料粉末 → 机械合金化 → 装套、除气 → 封焊 → 热挤压 → 形变加工 → 再结晶退火 → 探伤检验 → 成材

图 10.4-9　ODS 高温合金的生产工艺

机械合金化是制备 ODS 高温合金的关键技术之一。将组成合金的原料粉末和氧化物弥散相粉末，按需要的配比装入高能球磨机内，在惰性气体保护下经长时间的研磨，便可得到机械合金化粉末，此时，氧化物颗粒已均匀地分散在每一颗机械合金化粉末中。影响机械合金化效果的主要因素是球料比、球磨机转速和球磨时间等。对于不同的合金应选择与之相应的机械合金化工艺参数，使原料粉末的冷焊与破碎过程能较好地匹配，这不仅可以达到理想的合金化效果，而且可以保证较高的出粉率。

ODS 高温合金一般采用热等静压和热挤压工艺固实化。采用热挤压工艺时，可以将粉末包套直接挤压成型，也可以将合金化粉末密实后再进行二次挤压成型。挤压温度、挤压比和挤压速度是影响合金性能的重要因素，通常希望在低的挤压温度、大的挤压比和高的挤压速度下挤压，以便在合金内建立足够高的储能，经二次再结晶处理后得到粗大的晶粒组织，有利于提高合金的高温蠕变性能。

再结晶退火处理是 ODS 高温合金必需的工艺，一般是为了消除形变加工的残余应力和得到粗大的晶粒组织。合金的高温持久性能随晶粒长径比的增大而增加，长径比一般在 10∶1 以上，为了得到大的长径比，有的合金（如 MA6000）还要进行区域退火处理。退火温度一般在 1 250～1 350℃之间。在再结晶退火过程中，往往会产生织构。

2.2　常用牌号与组织性能

2.2.1　常用 ODS 合金牌号

ODS 高温合金主要分为镍基和铁基两大类。表 10.4-12 是几种常用镍基 ODS 高温合金的牌号及标准化学成分。

表 10.4-12　几种镍基 ODS 高温合金的标准化学成分（质量分数）　%

合金牌号	Cr	Al	Co	Ti	Mo	W	Ta	Y_2O_3
MA754	20	0.3	—	0.5	—	—	—	0.6
MA758	30	0.3	—	0.5	—	—	—	0.6
MA760	20	6.0	—	—	2.0	3.5	—	0.9
MA6000	15	4.5	—	2.5	2.0	4.0	2.0	1.1
PM3000	20	6.0	—	—		3.5	—	0.9/1.1
PM3000S	17	6.6	—	—	2.0	3.5	2.0	0.9/1.1
PM1000	20	0.3	—	—	0.5	—	—	0.6
TM02	5.9	4.2	9.7	—	—	12.4	4.7	1.1
Alloy98	6.8	5.2	5.1	—	—	8.6	5.7	1.1

镍基 ODS 高温合金又可分为两大类，一类是以 MA754 为代表的低 Al、Ti 含量的合金，例如 MA754、MA758、PM1000 等。另一类是以 MA6000 为代表的高 Al、Ti、Y_2O_3 含量并且添加 W、Mo、Co、Ta 等合金元素的 ODS 合金。

第一类镍基 ODS 合金的化学成分比较简单，相组成也很简单，为单相奥氏体。由于不含 γ' 相，合金的中温强度相对较低。第二类镍基 ODS 合金是为了改善合金的中温强度而增加了 γ' 相形成元素 Al、Ti 的含量，使合金中 γ' 相的含量达到 60% 左右，并加入 W、Mo、Ta 等稳定 γ' 相元素，使材料的中温强度得到很大改善，Y_2O_3 含量也比第一类镍基 ODS 合金的高，进一步提高了材料的高温强度。

表 10.4-13 是几种常用铁基 ODS 高温合金的牌号和标准化学成分，合金中加入 Cr、Mo 对材料起固溶强化作用，Cr、Al 的加入是为了提高合金在高温状态下的抗氧化能力。目前，铁基 ODS 高温合金中，产量最大、应用范围最广的是

表 10.4-13　几种铁基 ODS 高温合金的标准化学成分（质量分数）　%

合金牌号	Cr	Al	Ti	Mo	Y_2O_3
MA956	20	4.5	0.5	—	0.5
MA957	14	—	1.0	0.3	0.25
PM2000	20	5.5	0.5	—	0.5
DT2906	13	—	2.5	1.5	0.75
DT2203Y05	13	—	2.2	1.5	0.5



MA956合金，该合金是从 Fe－Cr－Al 系发展而来，具有铁素体不锈钢的特性，通过 MA 技术使合金基体中弥散分布高稳定性的 Y_2O_3 颗粒，纳米级的 Y_2O_3 颗粒不仅可以阻碍位错的运动，而且可以通过限制阳离子的扩散来阻止合金表面氧化层的增长，提高合金表面氧化层与基体的结合力，它除了提高合金的高温强度外，还可进一步改善合金的抗氧化、耐腐蚀能力。MA956 合金可以在 1 350℃氧化气氛中使用，被誉为抗氧化高温合金之王。

2.2.2　组织特征

ODS 高温合金的组织有 3 个特点：1）含有均匀分布的纳米级氧化物质点；2）粗大的晶粒组织；3）退火织构。这样的组织结构决定了合金的性能，即具有较高的高温强度和低的应力指数，合金的使用温度可高达 $0.9T_m$。图 10.4-10 是 MA956 合金中纳米氧化物质点的分布；图 10.4-11 是 MA754 合金粗大的柱状晶组织；图 10.4-12 是 MA956 合金粗大的盘状晶组织；图 10.4-13 是 MA754 合金中的退火孪晶。

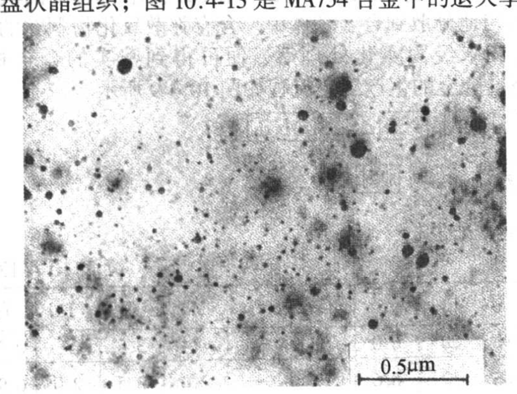


图 10.4-10　MA956 合金中纳米氧化物质点

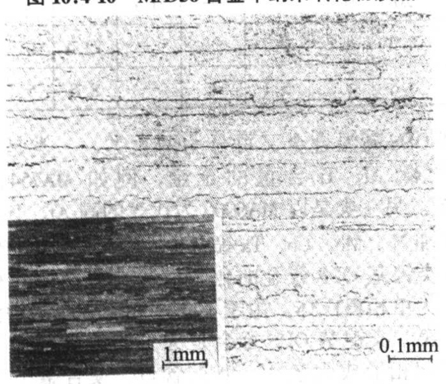


图 10.4-11　MA754 合金粗大的柱状晶组织

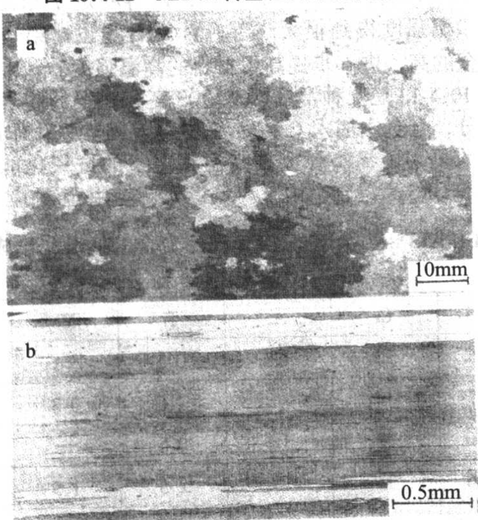


图 10.4-12　MA956 合金粗大的盘状晶组织

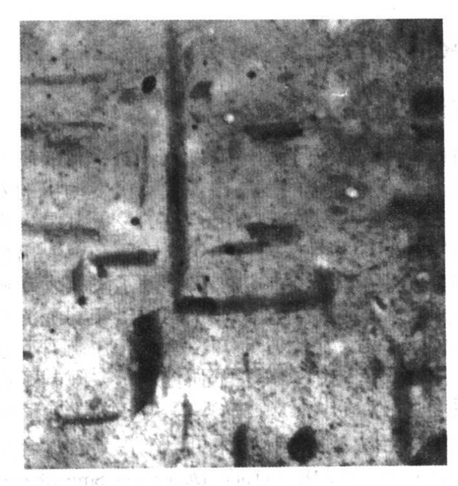


图 10.4-13　MA754 合金中的退火孪晶

2.2.3　性能特点

ODS 合金第一个性能上的特点就是其高的高温持久强度。在中温范围（700℃）及以下 ODS 合金的强度并不十分突出，而到了 1 000℃以上的高温范围，ODS 合金的优势十分明显。而且，温度越高，时间越长，传统变形和铸造合金的持久强度与 ODS 合金的差距越大。大型和小型涡轮发动机现在都归类为长寿命飞机发动机，其典型的大修周期在 3 000～10 000 h 的范围。这样长时间的使用特别有利于 ODS 合金潜力的发挥。

ODS 合金第二个性能上的特点是十分优秀的氧化抗力和热腐蚀抗力。而且，传统合金的氧化抗力和热腐蚀抗力往往是矛盾的，氧化抗力好的合金热腐蚀抗力不佳，热腐蚀抗力高的合金氧化抗力却不足，但 ODS 合金能够同时具有优秀的氧化和热腐蚀抗力。研究表明，这与它们高含量的稀土氧化物有关。MA956 是所有高温合金中抗氧化最好的，而且尽管不同的腐蚀环境有着不同的腐蚀机理，但 MA956 合金仍然在各种热腐蚀环境中是最耐蚀的，这些腐蚀环境包括硫化、碳化和氮化等。MA754 合金同时具有的优秀氧化抗力、热腐蚀抗力和持久强度，使它成为美军先进舰载飞机 F18 的发动机 F404 的导向叶片的用材，传统合金在海洋上空常常遇到严重的热腐蚀问题，MA754 合金却能够在这样的环境中具备良好的表面稳定性，这很可能就是使它在包括定向凝固合金和单晶合金的众多竞争者中脱颖而出的原因。

ODS 合金第三个性能上的特点就是大多数镍基 ODS 合金有着良好的机械疲劳和冷、热疲劳抗力。镍基 ODS 合金的疲劳抗力比大多数传统变形和铸造合金甚至定向凝固合金都要好，可以与单晶合金接近。

表 10.4-14～表 10.4-23 是 ODS 合金的部分性能。

表 10.4-14　MA754 合金的纵向拉伸性能

温度/℃	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
21	586	965	21	33
427	538	869	16	25
649	476	600	25	44
760	276	345	34	55
871	214	248	31	58
982	169	190	18	34
1 093	134	148	12.5	24



表 10.4-15　MA754 合金的纵向持久性能

温度/℃	持久强度/MPa		
	100 h	1 000 h	10 000 h
649	284	256	232
760	214	199	183
871	170	158	147
982	136	129	123
1 093	102	94	85
1 149	90	78	67

表 10.4-16　MA956 合金的纵向拉伸性能

温度/℃	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率/%
20	553	645	10
400	423	543	11
600	201	275	21
800	122	139	12
900	108	115	8
1 000	97	100	4.5
1 100	85	91	3.5
1 200	76	79	2

表 10.4-17　MA956 合金的纵向持久性能

温度/℃	持久强度/MPa			
	10 h	100 h	1 000 h	10 000 h
800	120	108	98	87
900	98	88	79	70
982	84	75	67	59
1 100	64	57	51	45
1 150	50	39	—	—

表 10.4-18　MA6000 合金的纵向拉伸性能

温度/℃	屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	抗拉强度 σ_b/MPa	伸长率/%	断面收缩率/%
21	1 284	1 294	3.5	3.0
538	1 011	1 156	5.5	4.0
760	781	976	5.5	12.5
982	344	407	12.5	35.0
1 093	192	222	9.0	31.0

表 10.4-19　MA6000 合金的纵向持久性能

温度/℃	持久强度/MPa			
	10 h	100 h	1 000 h	10 000 h
900		300	240	
1 000		210	180	
1 100		170	140	
1 150		150	102	

表 10.4-20　ODS 合金与传统合金的循环氧化比较

	合金牌号	质量变化/g·m⁻²
板、管材高温合金	MGH754	6.7
	MGH956	0.9
	In 617	13.6
	HastelloyX（GH536）	31.4
	In 601	11.0
	In 800	168.8
	310SS	179.2
叶片高温合金	MGH754	6.7
	MGH6000	1.4
	IN738（K438、DZ38、DD8）	78
	IN792	234.0
	IN939	210.3
	IN713LC（K418B）	21.5
	IN100（K417）	23.6

注：试验条件（循环氧化条件）：试验温度 1 100℃；试验气氛 空气+5%水蒸气；试验周期 合金试样 1 100℃保温 24 h后冷却至室温；试验持续时间 504 h。

表 10.4-21　ODS 合金与传统合金的静态氧化比较

	合金牌号	质量变化/g·m⁻²
板、管材高温合金	MGH754①	1.34
	MGH956①	0.18
	Haynes 188（GH5188）	6.5
	Hastelloy X（GH536）	61
	GH141	68
	GH128	26.9
	GH44	43.2
叶片高温合金	MGH754①	1.34
	MGH6000①	0.28
	DD6	3.94
	DD3	25.1
	DZ125L	8.12（1 050℃值）
	DZ4	11.1
	IC6A	8.0
	IN713LC（K418B）	6.6（1 050℃值）

注：试验条件（静态氧化条件）：试验温度 1 100℃；试验持续时间 100 h；气氛 空气。

① MGH956、MGH754 合金和 MGH6000 合金的试验条件（循环氧化条件）：试验温度 1 100℃；试验持续时间 100 h；试验气氛为空气+5%水蒸气；试验周期 1 100℃保温 24 h后冷却至室温。热循环和水汽都会使氧化更加严重，但 ODS 合金在这样的条件下仍然能够比其他合金在静态和干燥条件下的氧化抗力好得多。

表 10.4-22　ODS 合金低周疲劳性能

合金牌号	760℃疲劳寿命/循环次数	871℃疲劳寿命/循环次数	982℃疲劳寿命/循环次数
MA956	5 000	6 000	5 000
Hastelloy X	6 200	4 000	—

注：试验条件：试样为板材条形，测试温度为 760℃和 871℃，加载方式为双向反复弯曲，应变量±0.25%，频率为 40 Hz/min。疲劳寿命定义为条形板材断裂为两段所承受的循环次数。

表 10.4-23　ODS 合金的高周疲劳性能

加载方式	温度/频率	合金牌号	疲劳强度/MPa			
			10^5 循环	10^6 循环	10^7 循环	10^8 循环
反复扭曲，$R=-1$	室温/100 Hz	MA754	540	490	380	380
	室温/130 Hz	MA6000	800	720	700	700
	760℃/100 Hz	MA754	270	250	240	240
		MA6000	600	550	500	450
	871℃/60 Hz	MA6000	520	450	400	—
		定向凝固 Mar－M247	410	300	270	—
	954℃/100 Hz	MA754	250	220	200	200
	982℃/100 Hz	MA6000	400	330	300	280

2.3　合理选用

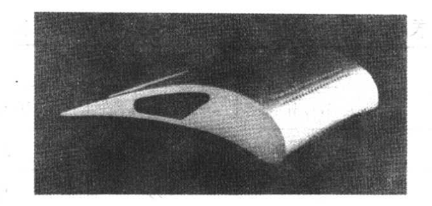
ODS 高温合金主要用在航空、航天、冶金、石化、汽车、玻璃等行业的耐高温和耐腐蚀部件，其使用温度范围在 1 000～1 350℃。MA754 作为最早投入工业化生产的镍基 ODS 合金，在 20 世纪 70 年代中期就应用于先进航空发动机的某些高温部件，例如美国军用喷气发动机 F404、F110，从 1975 年开始使用 MA754 合金加工导向器叶片和一些环件。MA6000 合金在 700～1 150℃的持久寿命比单晶 CMSX3 合金高 44%，主要用于制造涡轮叶片。铁基 ODS 合金 MA956 主要用于航空发动机的燃烧室壳体、复合层板等。MA957 合金可用于快中子增殖反应堆的核包壳管等。ODS 高温合金在民用方面也有非常广阔的应用领域，是一类很有发展前景的高温合金材料。下面对几种常用 ODS 高温合金的应用进行介绍。

2.3.1　在航空领域的应用

一般来说，对涡轮发动机导向叶片材料的主要要求是：燃气对叶片的弯曲载荷，以及冷却空气带来的内压要求材料在高温下具备优秀的抗拉强度尤其是持久强度；频繁的热循环（尤其是战斗机）要求材料具有优秀的热疲劳/低周疲劳抗力；高温、高速流动气体中的氧化、热腐蚀和硫化抗力；最后还要有抗过载能力。

由于 MA754 合金具有优异的高温强度、抗腐蚀和抗疲劳性能，因此，1977 年开始 MA754 成功地用于 General Electric Company，Lynn，Massachusetts 的 Air Craft Engine Business Group 的 F404－400 涡扇发动机的高压涡轮喷口导向叶片图 10.4-14。

MA754 还用于 GE 公司的 F101、F110 和 F404 涡轮发动机上的导向器后篦齿环等零件，MA754 也用在工业燃气轮机的压气机主动叶片，如果喷嘴采用钎焊，叶片覆环和带材也有可能使用 MA754 合金。



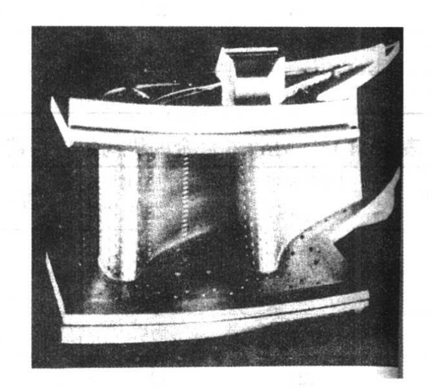


图 10.4-14　MA754 合金导向叶片

MA956 合金最初作为高性能的燃烧室板材合金发展起来，是高温氧化抗力最高和使用温度最高的板材合金，其高温强度（900℃以上）仅次于 MA754 合金，而高于所有其他传统燃烧室变形合金。MA956 合金具有良好的加工性能，可以说是目前综合性能最好的燃烧室板材高温合金。

航空发动机燃烧室内衬的主要失效形式是蠕变挠曲、氧化和低周疲劳裂缝。前两者是最主要的长期服役失效模式，而低周疲劳是主要的短期服役失效方式。

燃烧室的耐久性是许多新一代飞机发动机的一个严重问题，新型发动机对材料高温性能的要求传统高温合金很难满足，最常用的燃烧室合金 Hastelloy X 制造的燃烧室使用温度为 871℃。但是如果用它做新一代高性能的燃烧室，就常常经受短时过热条件，从而燃烧室的使用寿命缩短。另外，燃烧室对整个飞机发动机的寿命有重要的影响，如果想提高发动机的空气压缩比，那么冷却空气的温度将会提高，这就意味着需要更多的冷却空气来冷却燃烧室内壁，这将导致发动机涡轮叶片上更加恶劣的径向温度分布，对其寿命产生不利影响。显然采用能耐更高温度的燃烧室材料，可以减少冷却空气的用量，消除对发动机径向温度的不利影响。

而 ODS 合金 MA956 合金的熔点是 1 480℃，比固相线最高的镍基高温合金的熔点还高 140℃，短时的抗氧化温度可以高达 1 400℃，在接近熔点时仍能够保持相当强度，并且其线（膨）胀系数比镍基高温合金低 17%。在 1 350℃的高温下，组织结构几乎不发生变化。MA956 蠕变强度和氧化抗力都远远高于传统燃烧室合金，因此能够提供更好的燃烧室耐久性。MA956 合金的低周疲劳性能也相当不错，但是热疲劳性能比传统的 Hastelloy X 燃烧室合金稍差，因此燃烧室内衬的设计需要适应 MA956 合金的这个特点，比如留出一定的缝隙。应用 MA956 合金作为燃烧室内衬并采用相适应的设计后，可以使燃烧室使用温度提高到 1 038℃，比 HastelloyX 合金提高 170℃。MA956 合金提高了燃烧室内衬的抗过热能力，可以比 Hastelloy X 合金的使用寿命高 4 倍。10 000 周热循环试验中，MA956 合金比 Hastelloy X 合金的热扭曲程度要小得多。

MA956 合金用于作为燃烧室内衬，最初是用在 Pratt & Whitney Aircraft 公司的 P&WA 2037 涡扇发动机上。发动机的整机测试在 1984 年进行。2000 年，由 MA956 合金制成的多



孔层板结构的加力燃烧室内衬和尾喷管的发散冷却砖成功地装配在美军最先进的战术战斗机 F-22 的发动机 F-119（推比 >10）上，并且还将在更高推重比的发动机上进行演示验证。

MA956 合金除了板材用于先进航空发动机外，制造的铆钉也用于 Pratt & Whitney Aircraft 航空发动机燃烧室内的热端部件上。MA956 合金还用于 Garrett 公司的 ATF3-6 涡扇发动机上的燃油喷嘴罩盖上，而以前这个零件是用钴基合金 HS188 来制造的。

MA6000 也是一种棒材合金，专门为航空发动机涡轮叶片（图 10.4-15）而设计。MA6000 的合金成分与 IN738 和 IN792 等高合金化铸造合金的思路类似，它们含有很高的难熔合金元素 Ta、Mo、W 等。MA6000 因其 Al、Ti 和 Ta 含量，具有了由 γ'强化的优秀中温强度，而 Y_2O_3 的弥散强化使其具有了优秀的高温强度和稳定性，氧化抗力来自 Al 和 Cr 含量，同时 Ti、Ta、Cr、W 对硫化抗力有益，而 W 和 Mo 又可以充当固溶强化元素。

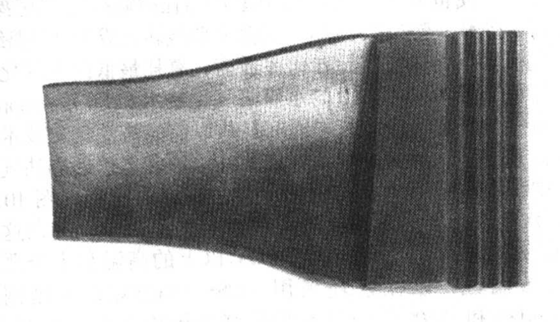


图 10.4-15 MA6000 合金涡轮叶片

MA6000 合金的持久强度在 1 050℃以上优于第一代单晶高温合金，比如 CMSX－2，PWA1480 和 SRR99 等合金。MA6000 的双重强化机制，使其使用温度比定向凝固合金（如 MAR－M247 等）可以提高 85℃。虽然 MA6000 的 γ'体积分数不是很高，在温度比较低时其强度弱于定向凝固合金和单晶高温合金，但是即使对于叶片根部这样的高应力区，MA6000 合金的强度也是足够了。MA6000 合金的硫化抗力与专门的抗硫化合金 IN738 相当，大大优于 IN100 合金；同时 MA6000 合金的循环氧化抗力与 IN713LC 合金相当而远远优于 IN738 合金。MA6000 合金的热疲劳抗力比传统等轴晶铸造合金和定向凝固铸造合金都好。

直升飞机发动机（小型涡轮发动机）起飞时涡轮进口温度高达 1 177℃，而以后将提高到 1 207℃。涡轮叶片冷却技术是大型涡轮发动机普遍采用的技术，但是不适合小型发动机，因为空气从压缩机出来，被分流去冷却涡轮叶片时，会造成巨大的效率损失。另外冷却涡轮叶片的造价相对于小型涡轮发动机来说越来越贵，所以小型涡轮发动机的涡轮叶片最好是保持为实心的。因此不冷却的小型涡轮发动机叶片就要求有更高的使用温度。

MA6000 是 ODS 合金中所有性能都适合制造航空发动机涡轮叶片的合金，在叶片的设计中考虑到 MA6000 合金的特点可以得到更高的叶片使用温度。比如：如果叶片两侧平行并且叶片有覆盖环，MA6000 合金的使用温度低于单晶合金（第一代）；而如果叶片两侧呈锥形并且叶片有覆盖环，那么 MA6000 合金的使用温度比单晶合金（第一代）高 100℃；而如果叶片两侧锥形而且没有覆盖环，MA6000 合金的使用温度就比单晶合金（第一代）高 130℃。以上使用温度的比较仅是从蠕变强度的角度考虑，如果考虑其他因素，可能使用温度的提高不能达到 100～130℃那么高。但是如果叶片设计采用更大的锥度，叶片顶部小翼和平台重叠有利于充分发挥 MA6000 合金在更高温度和较低应力下的优势，MA6000 合金必然能够显著提高其使用温度。

INCO 在 1981 年开始向 Rolls－Royce 公司和 Garrett 涡轮发动机公司提供 MA6000 棒材。

Garrett Turbine Engine 的 TFE731 发动机是一种小型高压涡轮发动机，广泛用于 Learjets 和 Dassault Falcons 等飞机上。最初使用的涡轮叶片材料是实心的等轴晶 IN100 铸造叶片，之后采用了冷却的等轴晶 IN100 铸造叶片，后来又改回到实心叶片，并采用了定向凝固的 MAR－M247 铸造叶片，这种叶片安装到了 TFE731 发动机上，准备配备 Citation III 飞机。再下一步就是采用实心的单晶铸造叶片，最终则会采用由棒材机加工得到的不冷却的 MA6000 叶片。用 MA6000 作为涡轮叶片的发动机的整机测试在 1984 年进行。

Rolls－Royce Limited 公司的小型涡轮发动机主要用于直升飞机。在 Rolls Royce 公司典型的小型涡轮发动机涡轮叶片的典型应力下（大约为 100 MPa，100～1 000 h），可以具备更高的使用温度，比 Rolls Royce 公司的单晶合金 SRR99 还要高 70℃。Rolls－Royce 公司希望 RB211 大型航空喷气发动机最终也使用 MA6000 合金。

MA6000 合金也用于 Allison Gas Turbine 公司的先进 T406 发动机的不冷却的第二级涡轮叶片，使用 MA6000 合金可以提高发动机工作温度或者在同样的工作温度下免去冷却，提高效率。

2.3.2 在航天领域的应用

ODS 合金在航天领域最重要的应用就是美国 NASA 将 MA754 合金指定为其 Lockheed Martin X－33 航天飞机的蜂窝式热防护系统的面板材料（图 10.4-16），同时欧洲的 ODS 高温合金 PM1000 和 PM2000（MA754 和 MA956 的欧洲版）也被用于美国的 VentureStar TM 航天计划的蜂窝式热防护系统的面板材料。ODS 合金在航天器防热瓦上的应用，代替了原来使用的陶瓷防热瓦材料。

整体喷嘴是 MA754 合金在航天领域的另一个应用，见图 10.4-17。另外，1996 年美国还将 MA754 合金指定为其 Lockheed Martin X－33 航天飞行器的紧固件材料，见图 10.4-18。随着可重复使用天地往返系统技术的发展，作为综合性能最好的变形高温合金，ODS 合金在先进航天飞行器和空间站中的应用必然会越来越广泛。

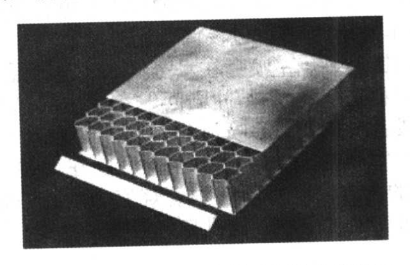


图 10.4-16 MA754 合金蜂窝结构防热瓦

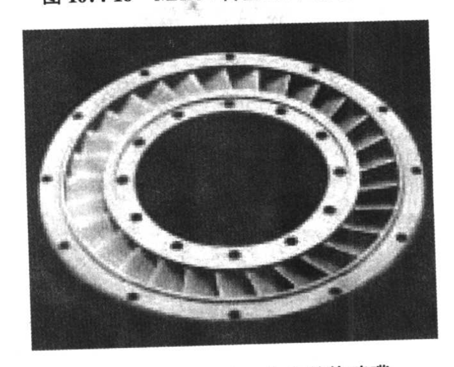


图 10.4-17 MA754 合金整体喷嘴

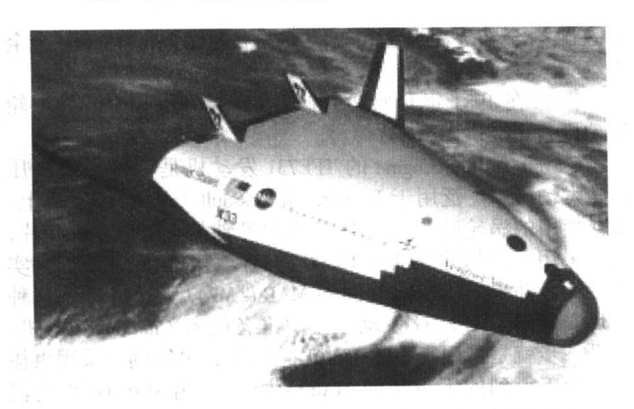


图 10.4-18　Lockheed Martin X-33 航天飞机

2.3.3　在民用领域的应用

(1) 火力发电系统

火力发电机组目前都向大型化发展，并要求提供更高的效率，这就需要发电机组具备足够的灵活性，以满足不同负荷的需要。火力发电机组锅炉的燃烧室中存在严重的腐蚀问题。运行的燃烧室中，造成腐蚀的主要原因是S穿过合金的表面氧化皮，与Al或Cr等活性元素结合，破坏保护性氧化皮的连续性；不运行的燃烧室的腐蚀主要是由燃灰中的低熔点相造成的，这是一种酸性盐，环境中如果温度比较低并且存在高的 SO_3 量，就会形成这类液相，燃灰的下层是符合这样的条件的。

由于MA956合金出色的高温强度和腐蚀抗力，在工业领域最早就是应用在发电机组锅炉燃烧室中。火力发电机组(蒸汽轮机)的锅炉中，两个轮换工作的燃油燃烧室能够产生500 MW的电力，燃烧室正常工作时，空气和燃料流动的冷却使温度在550℃左右；而在停止工作或失效时受到旁边燃烧室的热辐射温度高达1 245℃。气氛中含有S、V、Na、P和Cl杂质。

MA956合金制造的火焰稳定器（图10.4-19），叶片工作时是静态的，用铆接连在轮缘上，叶片内边用Ni-Cr或者Fe-Cr-Al-Y丝焊接在圆台上，整个火焰稳定器直径为480 mm。在10 600 h（14.5个月）使用后，MA956合金火焰稳定器仍然可以继续使用，性能仍然十分优秀。

MA956合金还用于英国的燃油火力发电机组的燃烧室喷嘴（图10.4-20）、锁螺母以及前端组件等部件。MA956合金的发电机组锅炉燃烧室喷嘴在水蒸气和燃油的混合燃料中克服了传统材料遇到的腐蚀/冲刷问题。这样的喷嘴连接在火焰稳定器或者漩涡式离心喷管上。

多年的使用说明，MA956合金可以在燃油、燃煤或者煤/油混烧的火力发电机组锅炉燃烧室中，在热循环及存在燃灰等恶劣腐蚀工况中，提供良好的使用性能。

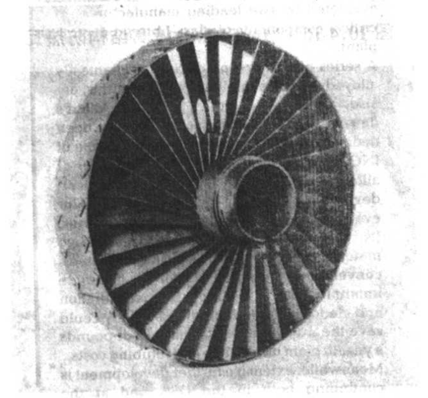


图 10.4-19　MA956合金发电锅炉燃烧室火焰稳定器

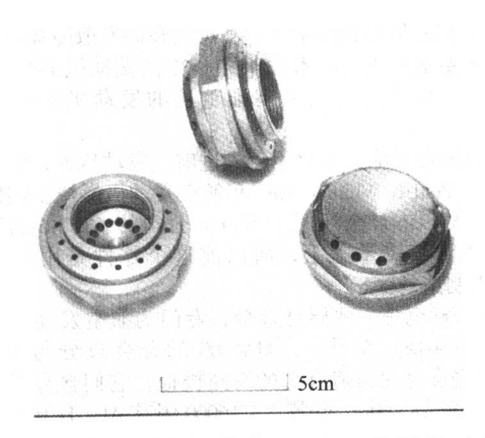


图 10.4-20　MA956合金发电锅炉燃烧室燃料雾化喷嘴

(2) 煤转化系统（煤气化炉）

世界石油储量的日渐枯竭和国际政治局势导致的石油供应不稳定，使世界上科技发达国家竞相在战略高度上发展煤气化高新技术，希望把大型化工的油基路线转变成为煤基路线。

气流床煤气化技术是转化率最高、氧耗最低的煤气化技术。气流床技术以Texaco的水煤浆气化技术和Shell-koppers的干粉气化技术为代表，它们都是从以前的渣油气化技术中演化而来的。这两种煤气化方式的气化炉（也包括渣油气化炉）中都存在一个十分关键的零件——燃料喷嘴（图10.4-21），水煤浆或者干煤粉从喷嘴中喷入气化炉中，并在这里燃烧。燃料喷嘴承受着高达1 300℃以上的高温和十分恶劣的C、S腐蚀，以往曾经采用310SS（Cr25Ni20耐热钢）、Hayenes188和IN600等耐蚀性能最好的传统合金材料制造，但是仍然常常出现喷嘴的早期（不到40天）失效，使用中喷嘴头部很快就出现成径向射线状分布的裂纹，随后喷嘴长度逐渐缩短，管口直径逐渐扩大，燃烧火焰的焰心逐渐缩短，高温区移向管口，当气化炉中的压力减小到正常工作压力以下时，只能停炉更换喷嘴了。另外，气化炉中的热电偶保护套管也是一个煤气化环境中典型的零件，用陶瓷套管抗热震性差，容易碎裂，而金属套管很少能长期承受煤气化炉中的强烈腐蚀。

然而MA956合金在煤气化环境中却有着良好的腐蚀抗力和使用性能，从1986年开始MA956合金就用于欧洲最主要的煤气化工厂中设备的关键部件，良好的性能保证了燃料喷嘴和热电偶保护套管等关键零件的耐久性。

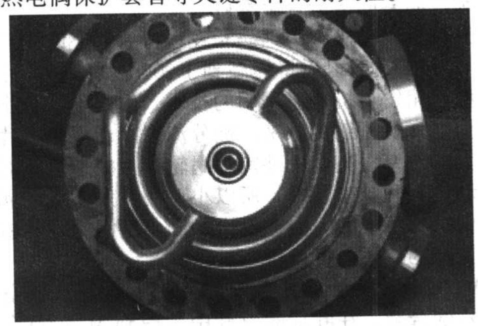


图 10.4-21　气流床式煤气化喷嘴

(3) 工业燃气轮机和工业锅炉

工业燃气轮机的燃料不像飞机发动机燃料那样清洁，因此带来更加严重的热腐蚀。工业燃气轮机零部件的设计寿命一般为50 000～100 000 h，因此蠕变将带来更严重的问题。MA956合金的特点使它用在工业燃气轮机的燃烧室中，比传统燃烧室合金性能上的优势更加明显。

Westinghouse Canada Inc. 公司出产的W-191工业燃气轮



机在燃烧室的燃烧喷嘴（图 10.4-22）内有一种金属零件，称为挡板，用来提供稳定的燃烧区，挡板运行的最高温度是1 095℃，最初是由 Hastelloy X 合金制造的，由于冲刷腐蚀、热腐蚀和氧化的作用，挡板的寿命只有 500 h，之后必须停机更换，尤其是在采用比较低档次的燃油时。而换用 MA956 合金后，运行1 700 h后仍然没有引起任何的腐蚀、冲刷和氧化侵害。这个零件用 1.2 mm 厚的 MA956 板材，经剪切、旋压成形，最后铆接或者电子束焊接到支撑的铸造件上。铆钉用直径为3.2 mm的 MA956 合金拉拔成线材制造。如果不换材料而改变燃气轮机设计或者用冷却空气冷却，都会造成系统的复杂化和高昂的成本，而换用更耐温的 MA956 合金是最方便最经济的方法。

同样，MA956 合金在工业锅炉燃烧室中的表现也十分优秀。

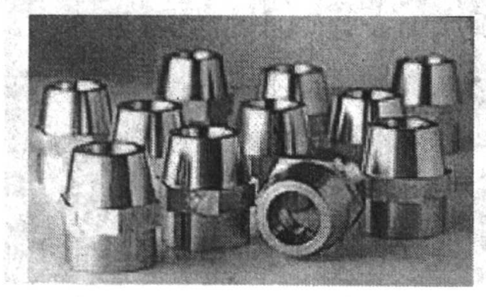


图 10.4-22　MA956 工业燃气轮机燃料喷嘴

（4）玻璃制造

许多年以前，MA956 合金异常突出的耐熔融玻璃腐蚀的性能就引起广泛关注，比如在玻璃饮料瓶的生产中，直接与熔融玻璃接触的柱塞杆推动 1 200℃高温的熔融玻璃沿导管进入模具中，熔融玻璃的腐蚀、热疲劳和热冲击是柱塞杆受到的主要破坏形式，目前广泛使用的材料是陶瓷，但是它的性能不能令人满意。而使用 MA956 合金可以得到良好的结果。直接接触熔融玻璃的坩埚、热电偶的保护套管也是 MA956 合金在熔融玻璃环境中的重要应用。

MA758 合金在熔融玻璃中有优秀的耐蚀性。1986 年两个国际上最领先的生产商就已经在用 MA758 合金制备的玻璃纤维生产部件上完成了应用评价。目前在生产绝缘、隔热玻璃纤维的设备中，其用热旋轧方法生产出的 MA758 合金碗形坯料制造成离心器和衬管，提供了优秀的使用性能，使用温度可以高达 1 315℃。

此外，MA758 合金还用于熔融玻璃坩埚中的搅拌棒（图 10.4-23），护管、套管等零件。可以代替昂贵的铂金材料。

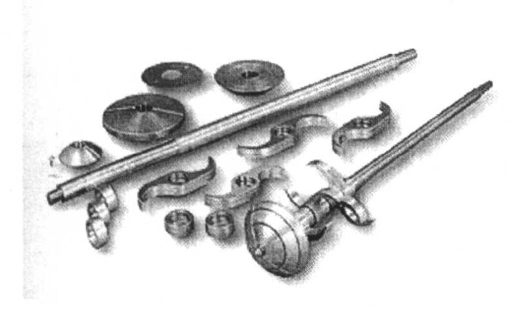


图 10.4-23　MA758 合金熔融玻璃搅拌棒

（5）工业加热炉

工业加热炉应用包含卡具，马弗炉管，物料传送部件，例如滚轮、滑轨、垫块和织带等，甚至热源和燃烧室喷嘴等。这些使用环境极为不同，包含的介质包括：高温空气，碳氢化合物，高硫化合物，熔融玻璃和各种其他腐蚀性气氛及颗粒物质，一般情况下，工业加热设备中一些关键设备的失效往往导致整个系统的关闭，所以材料的可靠性至关重要。除此以外，氧化皮的剥落会导致所加热产品被污染，比如在生产精细陶瓷和电子芯片的过程中。

MA956 合金十分适合于工业加热环境中的应用，它的熔点为 1 482℃，远远高于传统镍高温合金，它的氧化和碳、硫腐蚀抗力都远远好于传统合金，高温持久性能更有优势，此外 MA956 合金的线胀系数比镍合金低 15%，这对于避免热扭曲十分重要。

MA956 合金用于真空加热炉卡具可与锻造钼材媲美，MA956 合金比 Mo 轻 30%，可以节约成本，MA956 合金的蒸气压低，不会对真空室和零件造成涂覆污染。MA956 合金用于热处理炉料架，在空气环境中可以长期使用在 1 200℃，而钼合金就不能应用，因为其氧化抗力十分低，传统的镍基高温合金也不能满足使用要求，它们的强度不足。

（6）汽车柴油发动机

1986 年，MA956 合金就开始应用于 Daimler－Benz AG 公司的新型“lean－burn”柴油发动机的预燃烧室和插针上。MA956 合金在这种新一代柴油发动机预燃烧室中代替 In601 合金（其承温能力已经无法满足要求）的应用是 ODS 合金应用的一个典范。20 世纪 90 年代初期，Daimler－Benz AG 公司决定发展一种先进的涡轮式汽车发动机，其涡轮静止部件也决定采用 MA956 合金。另外，MA956 合金还在先进柴油发动机的污染控制系统上应用。

（7）核反应堆材料

高温气冷核反应堆是目前最安全的核能利用方式，可以发展为钢铁制造或者水泥生产的热源。高温气冷堆利用氦气作为热交换介质，工作温度高达 1 000℃，而不纯的氦气带来的腐蚀问题主要是氧化和碳腐蚀，使传统材料难以承受。虽然纯氦气是惰性的，但不纯的氦气常常含有：150 Pa 的 H_2，5 Pa 的 CO，5Pa 的 CH_4 和 0.02 Pa 的 H_2O，这样的气氛中，氧分压比较低碳分压比较高，传统的含 Cr 的铁基和镍基高温合金难以形成连续的 Cr_2O_3 保护膜，材料容易遭受 C 的侵蚀，气氛中的 O 又足够氧化合金中的 Al、Ti、Si 等活性元素，含有这些元素的合金又会发生内氧化，除非合金中的 Al 元素含量足够高，才能形成连续的 Al_2O_3 保护膜。一般的高 Cr 合金的表面都会形成碳化物和固态碳。在 1 000℃的不纯氦气中的试验表明，Hastelloy X 合金发生严重而又广泛的晶界碳化，而 IN800 合金的碳化程度比较轻。在存在应力的蠕变－腐蚀试验中，同样的气氛造成更加严重的亚表面晶界碳化，因为即使很小的应变也会破坏初期形成的表面氧化皮。而在这些试验中 MA956 合金几乎根本不会发生碳化。有趣的是与 MA956 合金同样成分，而不含 Y_2O_3 弥散颗粒的基体合金表现出严重得多的碳化，可能 Y_2O_3 弥散颗粒能够促进表面氧化物在很低的氧分压下仍然能够形核。高温气冷堆中间热交换器管材的另外一个问题是蠕变强度，热交换器管要求在 1 000℃、10 MPa 左右的应力下具备 30 年的寿命，显然传统固溶强化型板材高温合金难以满足这样的要求，而 MA956 合金却十分适合。

（8）轧钢厂步进式钢坯加热炉滑轨

钢铁行业的步进式加热炉，用于加热厚钢坯和方钢。只有加热温度高才能效率高、产量大，1990 年以来其操作温度已经升至 1 350℃，并且正在设计更高的滑轨以消除钢坯与滑轨接触表面产生冷印。传统的铸造合金已经无法承受这样的使用条件。即使采用先进的陶瓷材料作为滑轨，加热炉内的气氛也会与陶瓷表面的氧化皮之间发生剧烈的反应，造成严重的腐蚀，所以替代材料只能是 ODS 合金。ODS 合金比传统的 Co－Cr－W－Ni－Fe 铸造合金的强度高，可以允许设计离冷却水更高（离冷却水更远）的滑轨，这样就消除了钢

坯上的冷点（黑印），提高了产品的质量。钢坯的冷却减少了，因为ODS合金滑轨使它们离冷却水更远了。

1988年7月MA758合金用在了日本名古屋的Daido Steel公司Chita Works厂的步进式加热炉火焰高温区滑轨（图10.4-24）上。使用MA758合金后，与原来使用的Co－Cr－W－Ni－Fe铸造合金比较，滑轨高度从150 mm上升到200 mm，而钢坯上的温度差从56℃下降到18℃。系统的热效率也提高了，因为材料更加耐高温，冷却水的需求降低了，并且滑轨从钢坯上吸收的热量也减少了。加热炉的燃料是焦炉煤气，硫含量 w（S）为（200～300）$\times 10^{-6}$，工作温度维持在1 280～1 340℃。MA758合金滑轨运行1年后，曾经停机检查，发现腐蚀造成的破坏几乎可以忽略不计，而滑轨的压缩蠕变只有1 mm，是以前使用的传统Co－Cr－W－Ni－Fe铸造高温合金的1/9（蠕变强度是它的12倍）。MA758合金的使用甚至好于金属陶瓷材料。到1990年MA758合金滑轨（图10.4-25）仍然运行良好。

传统使用的Co－Cr－W－Ni－Fe铸造合金的使用寿命是6个月～2年，而MA758合金可以把使用寿命提高2倍，取消了一次年度停产维修，因此可以增加超过一周的产量。ODS合金比传统铸造合金要贵，但其提高的效率、更长的使用寿命、增加的产量和更高的质量所带来的受益将超过初期比较高的投资。

工业高温炉的辊式炉底辊也用MA758合金来制造。

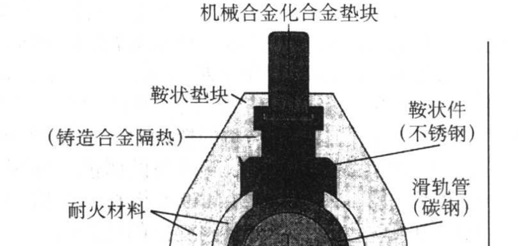


图10.4-24　步进式加热炉滑轨示意



图10.4-25　MA758合金步进式加热炉滑轨

编写：张莹（钢铁研究总院）

第 5 章　金属间化合物高温结构材料

1　概述

高温结构材料用于制造在高温下工作并承受一定载荷的结构件，是推动航空、航天发动机和各种燃气轮机技术进步的关键之一。目前，广泛采用的高温结构材料是以铁、镍和钴等为基的高温合金。航空、航天、车辆、舰船等发动机性能的不断提高，对高温材料的性能提出了新的要求，即“更强、更刚、更耐热和更轻”。然而，常规的高温合金不仅密度高，其使用温度也已接近目前先进航空发动机各主要零部件的使用极限，因此，迫切需要发展高比强、高比模和综合性能良好的新型轻质高温结构材料。金属间化合物高温结构材料正是顺应此种需求而发展起来的。

金属间化合物是指由两个或更多的金属组元以整数比（化学剂量）组成的具有不同于其组成元素的长程有序晶体结构并具有金属基本特性的化合物。金属间化合物由于其原子排列的长程有序以及原子间金属键与共价键共存，使其有可能兼顾金属的较好塑性和陶瓷的高温强度，从而成为新一代高性能的高温结构材料。其中，铝化物和硅化物还具有较低的密度和良好的抗氧化性能。实验发现一些金属间化合物，例如 TiAl、Ni_3Al、Co_3Ti 等，在一定温度范围有屈服强度随温度升高而增加的所谓 R 现象，并且其屈服强度随温度升高而增加的温度范围较宽，因此，金属间化合物颇有开发作为新型高温结构材料的潜力。但是，金属间化合物在相当长的一个时期内未能发展成为一类具有实用价值的工程结构材料，主要是由于普遍存在着差的室温塑性以及低的加工成形性能等问题，直到 20 世纪 70 年代后期才有所突破。通过合金化和微观组织控制，使某些金属间化合物的室温脆性得到了明显改善，因而在全球范围内掀起了金属间化合物材料研究开发的热潮。

20 多年来，国内外对金属间化合物高温结构材料进行了广泛研究，并取得了重大进展。这些材料主要包括：Ti-Al、Ni-Al 和 Fe-Al 三个体系的 A_3B 型和 AB 型铝化合物。其中 TiAl、Ti_3Al、Ni_3Al 和 NiAl 等铝化合物具有优异的热强性和环境抗力。因此，这些材料的研究和开发一直受到重视。目前，在 A_3B 型中，Ti_3Al、Ni_3Al 和 Fe_3Al 基合金的研究已经成熟，脆性问题已解决，正进入工业应用。在 AB 型中，TiAl 基合金的室温脆性已有改善，铸造 TiAl 合金初步进入工业应用，变形 TiAl 合金正在深入研究。由于 NiAl 合金的室温脆性问题尚未解决，在 500℃以上的强度也偏低，故还需要开展大量的研究工作。FeAl 合金的研究已日趋深入，正在探索工业应用方向。

金属间化合物中硅化物的工作温度比铝化物高，也极有希望成为一类新型的高温结构材料。表 10.5-1 列出国际上集中研究和开发的铝化物和硅化物的相关特征。由于钛、镍和铁 3 个系列的铝化物基合金的工作温度都低于或接近于高温合金，故目前也有不少研究在探索能用于更高温度，例如 1 200℃以上的高熔点金属间化合物基合金，例如 $MoSi_2$、Mo_5Si_3、Nb_3Al 以及 laves 相等，但其晶体结构和变形机制都更复杂，脆性问题更难解决。估计再经过较长期的研究和发展，此类高熔点金属间化合物的塑性能有所突破。鉴于此，本章着重介绍 Ti-Al、Ni-Al 和 Fe-Al 等以铝化物为基的合金。

表 10.5-1　几种铝化物及硅化物的特征

合金	熔点 T_m /℃	密度 ρ /g·cm^{-3}	晶体结构	比弹性模量 (E/ρ) /GPa·cm^3·g^{-1}
Ti_3Al	1 600	4.2	DO_{19}	35
TiAl	1 460	3.9	$L1_0$	46
Ni_3Al	1 395	7.5	$L1_2$	24
NiAl	1 640	5.9	B2	50
Fe_3Al	1 540	6.7	DO_3	21
FeAl	1 250	5.6	B2	47
$MoSi_2$	2 030	6.31	$C11_b$	65
Mo_5Si_3	2 160	8.24	D8m	

2　Ti-Al 系金属间化合物合金

在 Ti-Al 二元系中有 3 个金属间化合物的研究受到重视，它们是 Ti_3Al、TiAl 和 $TiAl_3$。以 Ti_3Al 金属间化合物为基的合金称为 Ti_3Al 基合金，以 TiAl 金属间化合物为基的合金，称之为 γ-TiAl 基合金（简称为 TiAl 基合金）。以 $TiAl_3$ 为基的金属间化合物合金脆性问题尚未解决，故在本节中不作介绍。图 10.5-1 为目前广为接受的 Ti-Al 二元相图。表 10.5-2 给出了 Ti 基合金、Ni 基合金与 Ti_3Al、TiAl 基合金性能对比部分数据。由此表可见，Ti_3Al 基合金和 TiAl 基合金具有与钛基合金相近的密度，以及与 Ni 基高温合金相近的优良的高温性能。20 世纪 90 年代又引起材料界的广泛关注。在 Ti_3Al 基合金基础上发展起来的以 Ti_2AlNb 正交相为基的合金比 Ti_3Al 基合金具有更高的使用温度和更好的高温性能。

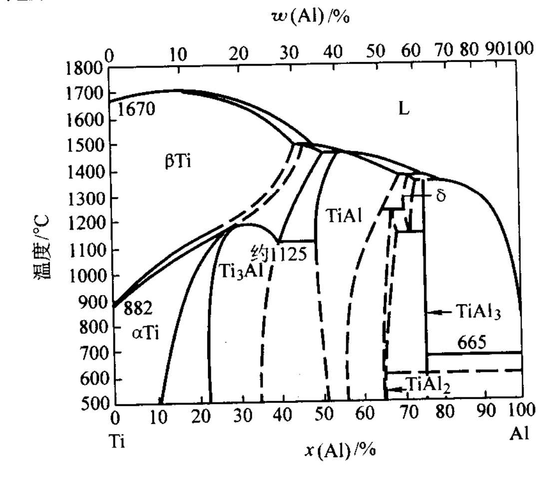


图 10.5-1　Ti-Al 二元相图

表 10.5-2　Ti 基合金、Ni 基高温合金与 Ti_3Al、TiAl 基合金性能对比

性　能	Ti 基合金	Ti_3Al 基合金	TiAl 基合金	Ni 基高温合金
密度/g·cm^{-3}	4.5	4.1 ~ 4.7	3.7 ~ 4.3	7.9 ~ 9.5
弹性模量/GPa	95 ~ 115	100 ~ 145	160 ~ 180	206



续表 10.5-2

性能	Ti基合金	Ti_3Al基合金	TiAl基合金	Ni基高温合金
屈服强度/MPa	380～1 150	700～990	350～600	800～1 200
断裂强度/MPa	480～1 200	800～1 140	440～700	1 250～1 450
蠕变极限/℃	600	750	750①～950②	800～1 090
抗氧化极限/℃	600	650	800③～950④	870～1 090
室温塑性/%	10～25	2～10	1～4	3～25
高温塑性/%	12～50	10～40	10～20	20～80
室温断裂韧度 K_{IC} /$MPa\cdot m^{1/2}$	12～80	13～35	10～30	30～100
晶体结构	hcp/bcc	$D0_{19}$	$L1_0$	fcc/$L1_2$

① 双态组织。
② 全层片组织。
③ 无涂层。
④ 涂层/控制冷却。

2.1 Ti_3Al基和Ti_2AlNb基合金

以Ti_3Al（α_2相）为基的合金的长时工作温度为600～700℃，比目前的近α型热强钛合金的工作温度高约200℃。对于短时服役的航天发动机零部件，Ti_3Al基合金的使用温度可达1 000℃。以Ti_2AlNb（O相）金属间化合物为基的合金的工作温度为700～800℃，短时使用温度可高于1 100℃。在美国，一般将Ti_2AlNb（O相）为基合金也归类为Ti_3Al基合金材料，为方便阐述，在本节中也将它们合并介绍。

2.1.1 合金的分类及发展

二元Ti_3Al金属间化合物的室温塑性和韧性很差，不能作为工程结构材料。合金化是塑化和韧化Ti_3Al的基本途径，早在20世纪50年代，McAndrew和Simcoe便发现，添加Nb可以提高Ti_3Al的室温塑性。随后的研究又表明，和一般的钛合金类似，Nb、Mo、V、Ta等都是β稳定元素，能对Ti_3Al中的高温β相起稳定作用。β相在较低温度一般通过有序反应变成B2结构的β_o相。B2结构为有序的体心立方，它具有较好的塑性。有关合金元素对Ti_3Al基合金性能的影响已获得一些共识，诸如，Nb可提高合金的强度、塑性和韧性；V亦可使合金的塑性得到改善，但对合金的强度和抗氧化性能不利；增加Al、Mo和Ta的含量有利于提高合金的高温强度和抗蠕变性能等。

半商业化和实验用Ti_3Al基合金的成分（摩尔分数）为（23%～27%）Al和（10%～18%）Nb。Ti_2AlNb基（O相）合金成分（摩尔分数）为：（22%～25%）Al和（20%～30%）Nb。迄今为止，大量的基于Ti-Al-Nb三元以及以少量其他元素部分替代Nb的四元、五元成分的合金系，按其β稳定元素的含量分为3类。

第一类含有10%～12%（摩尔分数）的β稳定元素，例如Ti-24Al-11Nb，Ti-25Al-8Nb-2Mo-2Ta等。这类合金的组织大多只含α_2和B2/β两相。

第二类含有（14%～18%）（摩尔分数）的β稳定元素，主要包括：Ti-24Al-（14～15）Nb，Ti-24Al-10Nb-3V-1Mo和Ti-24Al-17Nb以及派生合金。其显微组织取决于热处理工艺。固溶态的α_2+B2两相组织或稳态α_2+B2+O三相组织为其常见的使用状态。

第三类则是具有高β稳定元素含量（20%～30%）（摩尔分数）的合金。此类合金的显微组织中α_2所占的比例很少或完全消失，而是以Ti_2AlNb正交相（O相）为主体，另含一定数量的B2/β，故称之为Ti_2AlNb基合金或简称为O相合金。

表10.5-3列出国外研发的Ti_3Al基、Ti_2AlNb基（O相）合金的化学成分。在Ti_3Al基合金研发的历程中，首先得到探索的是第一类合金，虽经十几年的努力，但因其室温塑性韧性无法获得进一步改进，迄今未得到工程化应用。但大量的研究成果为人们对整个Ti_3Al基合金体系的认识以及对其他种类Ti_3Al基合金的研发奠定了良好的基础。β稳定元素含量适中的第二类Ti_3Al基合金比第一类具有更高的强度和蠕变抗力。第三类合金比第二类Ti_3Al合金具有更好的高温屈服强度、蠕变抗力和断裂韧性，故在航天航空重要领域的应用具有较明显的优势，成为了近年来的研究重点。但此类合金比第二类Ti_3Al基合金的密度稍高，加工难度也稍大一些。

表10.5-3 国外主要研发的Ti_3Al基合金、Ti_2AlNb基合金的化学成分

牌号	合金类别	合金成分（摩尔分数）/%
24-11 25-11 8-2-2	Ti_3Al基合金 第一类	Ti-24Al-11Nb Ti-25Al-11Nb Ti-25Al-8Nb-2Mo-2Ta
25-16 25-17 10-3-1 25-17-1	Ti_3Al基合金 第二类	Ti-25Al-24Nb Ti-25Al-17Nb Ti-27Al-15Nb Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo Ti-25Al-17Nb-1Mo
25-24 22-27 22-23	Ti_3Al基合金 第三类	Ti-251Al-24Nb Ti-22Al-27Nb Ti-22Al-23Nb Ti-22Al-20Nb-5V，Ti-22Al-14Nb-4W

在美国，GE公司已采用Ti_3Al基合金取代镍基合金制成了航空发动机的高压涡轮定子支承环，并在GE-29发动机上成功地经受了试车考验；用Ti_3Al基合金制造的高压压气机匣和F100发动机的加热燃烧室扩张型喷管封口也都试车成功；利用高强高韧的Ti_2AlNb基（O相）合金与铸造γ-TiAl合金叶片组合制成了新颖的双金属离心叶轮，其成本和重量都低于传统设计；美国还应用Ti_2AlNb基（O相）合金复合材料制成了航空发动机后面级压气机转子，既满足了压气机出口的温度目标，又达到了减重效果。

我国钢铁研究总院研制的TAC-1、TAC-1B以及北京航空材料研究院的TD2、TD3等Ti_3Al基合金均属中等β稳定元素含量的第二类Ti_3Al基合金。TAC-3系列合金则属第三类，即Ti_2AlNb基（O相）合金。表10.5-4示出这些合金的化学成分。

在我国，用TAC-1B合金制造的零件成功地参加了神舟号的飞行，研制的多种航天航空用发动机重要结构件，也成功地完成了飞行试验。利用TD2合金制作的航空发动机涡轮导风板亦成功地经受了发动机试车考验。

我国钢铁研究总院研制的Ti_2AlNb基（O相）合金正在完成从实验室向工业化生产的转变，已能制备出成分准确、合金元素分布均匀的大型合金锭，并能加工成不同尺寸和规格的棒、饼、板和环形件等各类型材。我国宇航工业目前正在广泛试用该类合金以部分替代镍基高温合金制造发动机热端部件。



表 10.5-4　中国主要研发的 Ti_3Al 基合金、Ti_2AlNb 基合金化学成分

牌号	合金类别	合金成分（摩尔分数）/%
TAC-1	Ti_3Al 基合金（属第二类）	Ti-24Al-14Nb-3V-（0～0.5）Mo
TAC-1B		Ti-23Al-17Nb
TD2		Ti-24.5Al-10Nb-3V-1Mo
TD3		Ti-24Al-15Nb-1.5Mo
TAC-3A	Ti_2AlNb 基（O 相）合金（属第三类）	Ti-22Al-25Nb
TAC-3B		Ti-22Al-27Nb
TAC-3C		Ti-22Al-24Nb-3Ta
TAC-3D		Ti-22Al-20Nb-7Ta

2.1.2　合金中的相组成、相平衡和相转变

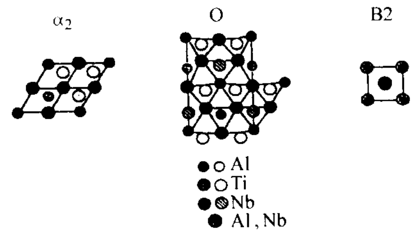
（1）相及其晶体结构

对 Ti_3Al 基合金和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的研究主要集中在 Ti-（21～27）Al-（11～30）Nb（摩尔分数%）的成分范围内。在此范围内，对合金相平衡起关键作用的是 α_2、B2 和 O 相。

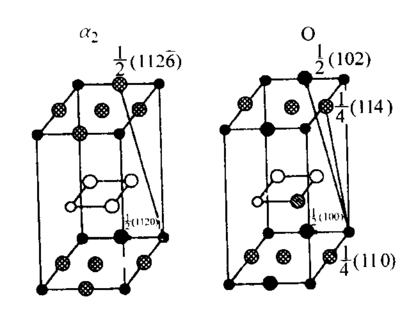
α_2 相基于 Ti_3Al 成分，为有序六方相，具有 $D0_{19}$（hp8）结构和 $P6_3/mmc$ 对称性。其结构特征为：（0001）密排面上原子的有序排列使其中的 Al 原子只与最近邻的 Ti 原子发生键合。这一结构可用三个 Ti 原子和一个 Al 原子的简单超点阵的相互穿插来描述。Nb 及其他合金元素，例如 Zr、Mo、Ta、V 等的加入均固溶于 α_2 中占据 Ti 原子的位置，而 Si 、Ga 、Sn 等占据 Al 原子的位置。

B2 相是无序 bcc 结构的有序化产物，为 CsCl 型的有序 bcc 结构。B2 相中可大量溶入 β 稳定元素，成分范围变化较大。在 Ti_3Al-Nb 系的 B2 相中，Ti 和 Al 原子分别占据两个超点阵，合金元素 Nb、Mo、V 等主要占据 Al 原子的位置，而 Hf 和 Zr 替代 Ti 的位置。

O 相基于 Ti_2AlNb 成分，具有 Cmcm 对称的三元有序正交晶体结构，可被认为是 α_2 的一种微小的畸变形式，即 O 相中 Nb 原子在 Ti 的亚点阵上进一步有序排列，使 α_2 相基面上的对称性降低，从而变成正交结构。各相的晶体结构见图 10.5-2。



(a) 为 α_2 相 (0001) 面、O 相 (001) 面和 B2 相 (001) 面上的原子占位（未连线的为下一层原子）



(b) α_2 相和 O 相的单胞结构

图 10.5-2　Ti-Al-Nb 系各相的晶体结构

α_2 相与 B2 相遵从著名的 Burgers 取向关系，即 $(0001)_{\alpha_2}$ // $(110)_{B2}$，$[11\bar{2}0]_{\alpha_2}$ // $[1\bar{1}1]_{B2}$，O 相与 B2 相的取向关系为：$(001)_O$ // $(110)_{B2}$，$[110]_O$ // $[1\bar{1}1]_{B2}$。

（2）相平衡和相转变

Ti-Al-Nb 系的相平衡比较复杂，早期对 Ti-Al-Nb 系相平衡的研究，并未考虑相的有序化和 O 相的存在。近年来，随着对 Ti_3Al 基合金和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的深入研究，在 Ti-Al-Nb 系相图的研究方面已取得了较大进展，但仍有许多不一致的结果。图 10.5-3 所示为 Rowe 等人确定的 Ti-Al-Nb 系 900℃等温截面图。由图可见，Ti-Al-Nb 系中存在着 O 相单相区以及分隔 α_2 + B2、α_2 + O 和 O + B2 两相区的 α_2 + B2 + O 三相区。O 相跨越很大的 Nb 成分范围。

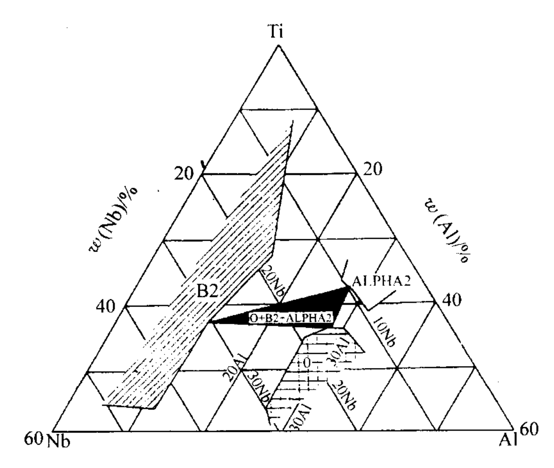


图 10.5-3　Ti-Al-Nb 系 900℃等温截面图

图 10.5-4 示出 Ti-22Al 随 Nb 含量变化的垂直截面相图，图中对应于 27（摩尔分数%，下同）Nb 的竖线上给出了 Boehlert 等人的实验数据。从此图可见，当 Nb 含量 x_{Nb} 小于约 25 时，α_2 + (β/B2) + O 三相区范围较宽，在此温区内处理得到三相组织，而更高 Nb 含量则使合金具有很宽的 (β/B2 + O) 两相区。

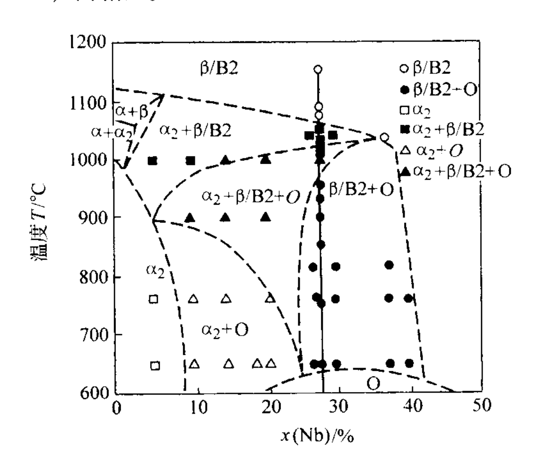


图 10.5-4　Ti-22Al-xNb 合金的垂直截面图

在图 10.5-5 示出的成分低于 25Nb 的 Ti_3Al-Nb 伪二元相图中，上部高温区域的细线表示随着温度的降低，无序的 β 转变为有序的 B2，目前还缺乏这一转变的详细数据。低温部分的虚线表示温度降至 750℃左右时，有序的 B2 转变为无序的 β。此转变表明，在低于 750℃时，Ti-Al-Nb 系统中存在贫 Al 无序的 β 相与 α_2 相和 O 相之间的平衡。



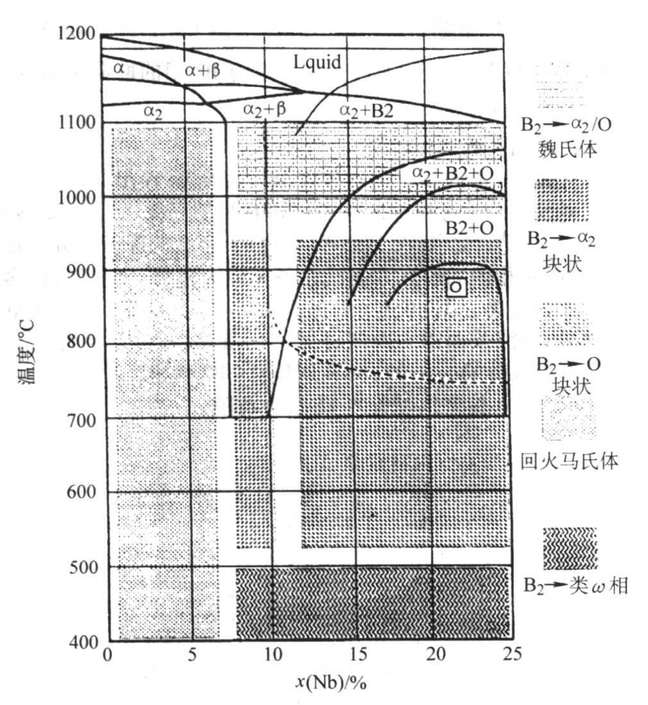


图 10.5-5　25%Nb（摩尔分数）以内的 Ti_3Al-Nb 伪二元相图

关于合金元素对 Ti-Al-Nb 系相平衡的影响也有一些研究。例如合金元素 Mo 在 O 相中比在 α_2 相中有较大的固溶度，它有强烈的稳定 O 相的作用，而 Ta 则有利于 α_2 相的稳定。气体元素氧含量的增多有利于 α_2 相的存在，氢元素则有利于 O 相的存在。

Bartz 确定了 Ti-24.5Al-（10.5，12.5，14.5）Nb-1.5Mo 合金在 648～1 010℃温区内的转变动力学曲线（TTT 曲线），如图 10.5-6 所示。这些合金在高温下发生 B2→B2 + α_2 相变，在大约 900℃以下则发生 B2→B2 + O 和 B2 + O→B2 + O + α_2 的一系列相变，随 Nb 含量的增加，相变动力学变慢，O 相稳定区的温度上限提高。此类合金在 650℃以上时效时，O 相的体积分数会不断变化，故其性能也随时间发生相应的变化。

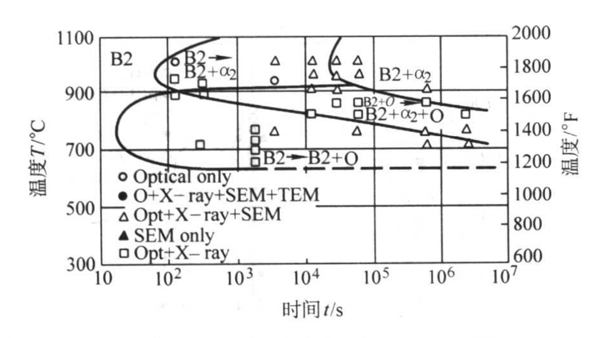


图 10.5-6　Ti-24.5Al-12.5Nb-1.5Mo 合金的时间-温度转变曲线

图 10.5-7 为 Ti-22Al-25Nb 合金的时间-温度转变曲线，与图 10.5-6 相比，图中的 α_2 + B2 + O 相区已缩为一条线，O + B2 两相区相应增大。高温 β 相在 1 090℃有序化反应转变为 β_o（即 B2），在 β 转变温度以下固溶处理得到 α_2 + β_o 两相。从 β_o 相区淬火（120 K/s 曲线）可将 β_o 保存到较低的温度，空冷（9 K/s）过程中则发生 B2 的 B_{19} 结构的过渡相转变。在 900℃以下的时效，合金按以下顺序发生系列相变：β_{OR}→β_{OR} + O′→O + β_o。由过渡相 O′经原子短程扩散而形成的 O 相也是亚稳态的，它将进一步分解为 O + β_0 相。此两相组织也是不稳定的，其中 β_0 相将通过分解反应 β_0→ O + β，即又变成了无序的 β 相。这一无序转变一般在 875℃和 700℃之间进行。由这些相变过程可见，O 相合金的相转变极为丰富和复杂，故可充分利用这些相转变规律来有效地控制合金的显微组织，从而获得满意的性能。

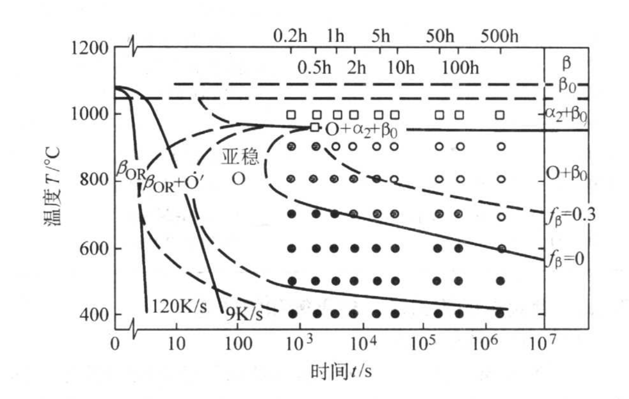


图 10.5-7　Ti-22-25Nb 合金的时间-温度转变曲线

对于 Ti-Al-Nb 系 α_2 合金，从高温 B2 相快速冷却时，合金会以无扩散方式形成所谓类 ω 相，它继承了 B2 相的有序结构，故也称有序的 ω 相。和普通的钛合金一样，Ti_3Al 合金中的 ω 相使合金的强度提高，但导致合金脆化。

2.1.3　合金性能特点

国内外已有的 Ti_3Al 合金成分颇多，这里只以美国的 Ti-24Al-11Nb（24-11）、Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo（超 α_2），中国开发的 Ti-24.5Al-10Nb-3V-1Mo（TD2）、Ti-24Al-14Nb-3V-（0～0.5）Mo（TAC-1）以及 Ti-23Al-17Nb（TAC-1B）等几个较成熟的合金为重点，阐述 Ti_3Al 基合金的一些物理、化学、力学性能特点。同时，以 Ti-22Al-27Nb（22-27），Ti-22Al-25Nb（TAC-3A），Ti-22Al-20Nb-7Ta（TAC-3D）等三个高 β 稳定元素含量的合金来阐述 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的性能特点。

（1）合金的物理和化学性能

1）合金的物理性能　Ti_3Al 合金的熔点为 1 600℃。化学剂量比的 Ti_3Al 的密度为 4.2 g/cm³，低于所有普通钛合金，而具有代表性的 Ti_3Al 基合金的密度与 β 型钛合金的密度相近，Ti_2AlNb 基（O 相）合金的密度比 Ti_3Al 合金稍高一些，见表 10.5-5。

表 10.5-5　Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金的密度

材料	Ti_3Al	24-11	TD2	TAC-1	TAC-1B	22-27	TAC-3A	TAC-3D
$\rho/g\cdot cm^{-3}$	4.2	4.66	4.7	4.85	4.9	5.5	5.35	5.95

Ti_3Al 基合金和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的热导率与 α + β 型钛合金相近，见表 10.5-6。表 10.5-7 示出 Ti_3Al 基、Ti_2AlNb基（O 相）合金与普通钛合金比热容的比较。

Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金具有与普通钛合金相似的较低的线胀系数（见表 10.5-8），这有利于航空发动机不少部件对低膨胀材料的选用。

表 10.5-6　Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金与普通钛合金的热导率 $W\cdot(m\cdot K)^{-1}$

温度/℃	100	200	300	400	500	600	700	800
超 α_2	7.5	9.0	10.0	11.3	12.5	13.5	—	—
TD2	7.7	8.8	10.2	11.4	12.7	13.8	15.4	—
TAC-1B	9.51	9.86	10.9	12.4	14.3	16.4	18.5	20.4
TAC-3A	7.25	9.23	11.4	13.7	16.0	18.1	19.9	21.1
TAC-3D	7.13	8.95	10.7	12.5	14.4	16.3	18.3	20.4
TC4 钛合金	7.4	8.7	9.8	10.3	11.8	—	—	—
TC11 钛合金	6.2	7.5	9.2	10.5	12.0	13.0	14.0	15.5



表 10.5-7　Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金与普通钛合金的比热容

温度/℃		20	100	200	300	400	500	600	700	800
c/J·(kg·K)$^{-1}$	超 α_2	420	480	545	625	628	628	628	—	—
	TD2	—	493	501	514	531	543	556	568	—
	TAC-1B	—	557	550	551	560	578	604	639	682
	TAC-3A	417	438	465	493	521	548	576	603	631
	TAC-3D	—	447	453	464	480	500	525	554	587
	TC4 钛合金	611	624	653	674	691	703	—	—	—
	TC11 钛合金	—	—	—	605	654	712	766	795	840

表 10.5-8　Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金与普通钛合金的线胀系数

温度/℃		20～100	20～200	20～300	20～400	20～500	20～600	20～700	20～800
α/10^{-6}K^{-1}	超 α_2	8.8	8.9	9.3	9.7	10.2	10.3	—	—
	TD2	8.4	8.9	9.2	9.5	9.8	9.9	10.1	—
	TAC-1B	9.3	9.6	9.9	10.3	10.5	10.6	10.6	10.9
	TAC-3A	8.22	8.91	9.4	9.71	9.92	10.04	10.38	10.63
	TC4 钛合金	9.1	9.2	9.3	9.5	9.7	10.0	—	—
	TC11 钛合金	9.3	9.3	9.5	9.7	10.2	10.2	10.4	—

2）合金抗燃烧性能　航空发动机钛燃烧事故已引起各国的广泛关注。美国发明的阻燃钛合金 Ti-35V-15Cr（Alloy C）不仅价格昂贵，而且加工性能差。俄罗斯研制的 Ti-Cu-Al 系阻燃钛合金，由于熔炼难度大和综合性能差也不理想。然而，Walf 的点燃实验结果表明，TiAl、Ti_3Al 基合金的阻燃特性却明显地优于普通钛合金。点燃温度从高到低的排序为：TiAl、Ti_3Al > Ti-13Cu、Ti-βⅢ > 工业纯钛、Ti-8Mn、Ti-6Al-4V，即 TiAl、Ti_3Al 未被激光点燃，Ti-13Cu、Ti-βⅢ在 900℃下被点燃，而 Ti-8Mn 和 Ti-6Al-4V 在 750℃～800℃下就被点燃。国内的一些研究也表明，TD2、TAC-1B 等 Ti_3Al 基合金和 Ti-22Al-27Nb、Ti-22Al-20Nb-7Ta 等 Ti_2AlNb 基（O 相）合金，具有很好的阻燃性能。

3）合金抗氧化性能　不同合金成分的 Ti_3Al 基、Ti_2AlNb 基（O 相）合金的抗氧化性有较大差异，故不能笼统地评价它们与钛合金之间抗氧化性能的高低。超 α_2 合金的抗氧化性能优于高温钛合金 IMI834、Ti-1100 和 Ti-6Al-4V 合金；Ti-24Al-11Nb 和 Ti-24.5Al-12.5Nb-1.5Mo 合金的抗氧化性能又较显著优于超 α_2 合金；Ti-24Al-11Nb、超 α_2 等 Ti_3Al 合金的抗氧化又显著优于 Ti_3Al（即 Ti-25Al）金属间化合物，如图 10.5-8 和图 10.5-9 所示。

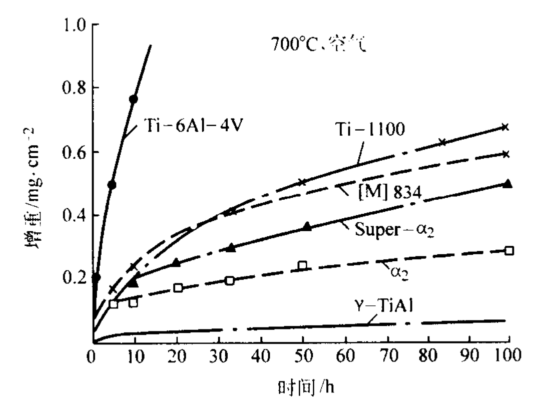


图 10.5-8　Ti_3Al 基合金和其他材料的氧化增重

有研究表明，x（Nb）= 17% 的 Ti_3Al 基合金具有良好的抗氧化能力。适量 Ta 的添加有利于 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的抗氧化能力的改善（见图 10.5-10）。

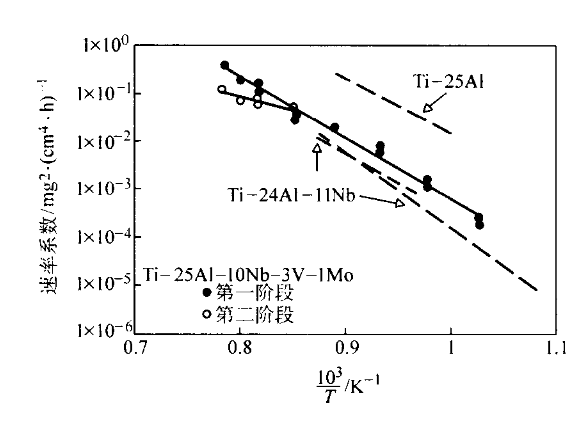


图 10.5-9　Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 等合金的氧化速率与温度的关系

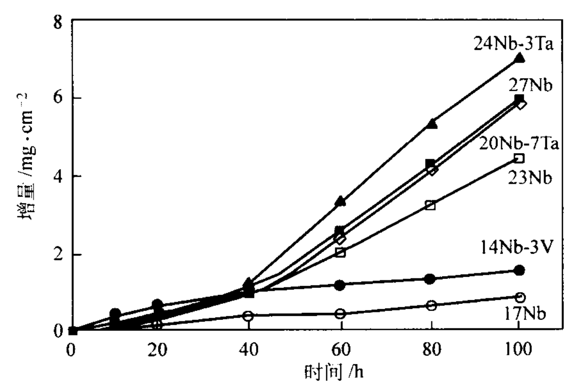


图 10.5-10　几种 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金在 750℃等温氧化增重比较

4）合金的抗腐蚀性能　有关 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金抗腐蚀性能的研究报道较少。表 10.5-9 列出 TD2、TAC-1B 合金与其他材料的腐蚀电位比较。

所列数据表明，TAC-1B 的腐蚀电位高于 TD2 合金。TD2 合金的腐蚀电位与耐热不锈钢 1Cr11Ni2W2MoV（ЭИ961）相当，明显高于铝合金 7075，但低于普通钛合金 TC4 并明显低于镍基高温合金 K403（K3）。如果单纯从腐蚀电位这一热力学参数的角度考虑，腐蚀电位越高则越耐腐蚀。然而，实验

的腐蚀情况还取决于动电位扫描极化曲线这一腐蚀性能的动力学特征。由图10.5-11可见，TD2合金尽管腐蚀电位低于K403合金，但在腐蚀动力学特性上却优于K403合金。这是因为TD2合金在阳极极化过程中容易钝化，腐蚀电流小于5 mA/cm^2，而K403合金则没有钝化趋势。TD2合金表面钝化膜的形成有利于合金的耐蚀性。

表10.5-9 TD2、TAC-1B合金与其他材料的腐蚀电位比较

材料类别及牌号	腐蚀电位/mV
Ti_3Al基合金 TD2	−530
Ti_3Al基合金 TAC-1B	−450
普通钛合金 TC4	−352
铝合金 AL7075	−813
铸造高温合金 K403	−196
耐热不锈钢 1Cr11Ni2W2MoV	−502

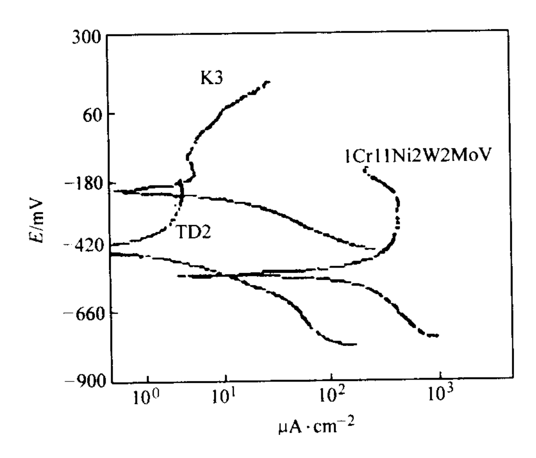


图10.5-11 TD2、K403（K3）、1Cr11Ni2W2MoV（ЭИ961）合金动电位扫描极化曲线

（2）合金的力学性能

1）典型组织及其性能特征　Ti_3Al基合金和Ti_2AlNb基（O相）合金均可通过不同的热机械处理得到3种典型组织。它们分别是：

板条组织—α_2相或O相魏氏组织板条分布于连续的β/B2相基体之中；

等轴组织—初生α_2相或O相颗粒分布于连续的β/B2相基体之中；

双态组织—初生α_2相或O相等轴颗粒以及二次的α_2/O相细板条分布于连续的β/B2相基体之中。

板条组织又可细分为魏氏体组织、细魏氏组织及网篮组织。网篮组织为板条取向排列较为混乱而形成的类似网篮状的组织。

板条组织的强度较高，但室温塑性很差。细魏氏体网篮组织高温抗蠕变性能较好，等轴组织一般都具有良好的室温强度和塑性，但其高温蠕变性能较差，且不稳定。双态组织具有室温和高温性能的良好匹配。

2）国外研制的Ti_3Al基、Ti_2AlNb基（O相）合金的力学性能

①合金的室温、高温性能典型数据　表10.5-10～表10.5-12列出国外研制的几种Ti_3Al基合金不同显微组织的典型力学性能。表10.5-13为Ti_2AlNb基（O相）合金Ti-22Al-27Nb（O+B2）相双态组织的拉伸性能。由表中数据可见，加入β稳定元素合金化形成的α_2+B2两相合金比单相α_2合金的强度提高约1倍。超α_2合金（Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo）比α_2合金（Ti-24Al-11Nb）具有更高强度。Ti-22Al-27Nb合金的双态组织具有最好的强度、塑性、断裂韧性和蠕变抗力。

②合金的比强度　图10.5-12示出国外研制的Ti_3Al基和Ti_2AlNb基（O相）合金与镍基高温合金的比强度随温度变化曲线。高Nb含量的O+β_0（B2）合金，Ti-22Al-27Nb及Ti-24.5Al-23.4Nb，从室温到750℃的比强度都明显优于In718镍基高温合金，而α_2合金和超α_2合金，即Ti-24Al-11合金和Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo合金，其比强度则低于In718合金。

表10.5-10 Ti-24Al-11Nb合金不同显微组织在室温和600℃的拉伸和断裂韧度实验数据

显微组织	试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	拉伸屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	弹性模量/GPa	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
等轴α_2+B2/β	25 600	692.9 636.5	648.8 378.8	2.11 38.8	93.8 53	20.4 12.5
粗网篮组织	25 600	688.7 681.6	461.9 344.9	3.8 20.0	90 60	22.5 18.2
细网篮组织	25 600	842.6 767.8	688.4 442.1	3.1 24.4	77 76	15.0 19.8

表10.5-11 不同显微组织的Ti_3Al基合金室温力学性能典型数据

合金	微观组织	抗拉强度 σ_b/MPa	拉伸屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	蠕变破断寿命①/h
Ti-25Al	E	538	538	0.3	—	—
Ti-24Al-11Nb	W FW	824 967	787 761	0.7 4.8	— —	44.7 —
Ti-25Al-14Nb	W	977	831	2.1	—	59.5



续表 10.5-11

合金	微观组织	抗拉强度 σ_b/MPa	拉伸屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	拉伸伸长率 δ/%	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	蠕变破断寿命① /h
Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo	W	1 042	825	2.2	13.5	>360
	FW	950	823	0.8	—	—
	C + P	907	745	1.1	—	—
	W + P	963	759	2.6	—	—
Ti-24.5Al-17Nb	W	1 010	952	5.8	28.3	62
	W + P	940	705	10.0	—	—
Ti-25Al-17Nb-1Mo	FW	1 133	989	3.4	20.9	476

① 650℃、380 MPa下的断裂时间。

注：W—魏氏组织；FW—细小魏氏组织；C—网篮组织；P—初生 α_2 晶粒；E—等轴 α_2 组织。

表 10.5-12　Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo（超 α_2）合金拉伸性能随温度的变化

显微组织	试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	拉伸屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断面收缩率 ψ/%
魏氏体组织（β处理）	室温	1 047	825	2.2	1.7
	260	1 058	831	9.2	14.1
	427	950	729	12.1	16.9
	538	967	647	9.2	13.0
	650	835	640	9.1	14.3

表 10.5-13　Ti-22Al-27Nb 合金（O + B2）双态组织的拉伸性能试验数据

试验温度/℃	抗拉强度 σ_b/MPa	拉伸屈服强度 $\sigma_{0.2}$/MPa	伸长率 δ/%	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$
22	1 159	1 090	2.8	28
	1 083	966	5.0	—
540	1 049	876	17.9	—
	1 070	890	14.3	—
650	938	794	10.7	—
	952	807	10.7	—
760	649	462	21.4	—
	731	552	16.1	—

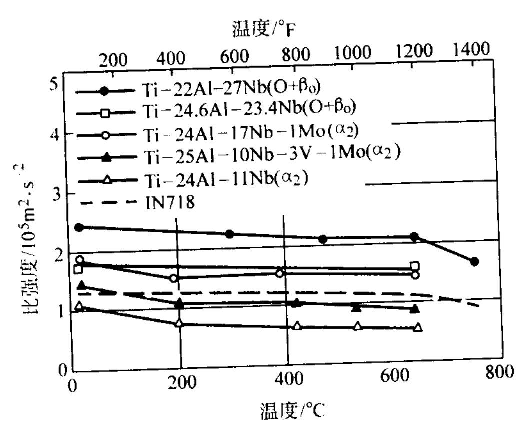


图 10.5-12　几种 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O相）合金的比强度随温度变化的曲线

（图中虚线代表 In718 合金的比强度随温度变化的曲线）

③ 合金的蠕变性能　图 10.5-13 示出国外研制的几种不同显微组织的 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金蠕变性能对比。由图可见，O 相或（O + B2）相合金的蠕变抗力好于（α_2 + B2）或单相 α_2 合金。Ti-22Al-27Nb 合金和 Ti-22Al-21Nb 合金的蠕变速率比高温合金 In718 还低。与钛合金类似，这些钛-铝化合物合金的初始蠕变速率相对较高，稳态蠕变速率较低，因此，蠕变持久寿命在更大程度上受初始蠕变控制。

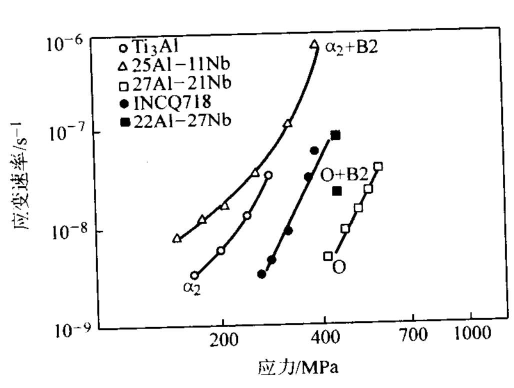


图 10.5-13　具有 α_2 + B2、α_2、O + B2、O 相组织的 Ti_3Al 基合金蠕变性能的对比

（图中列出 INCO718 高温合金的数据作参考）

合金化对蠕变性能有明显影响。难熔金属元素 Mo、Ta 和 W 都可以有效地提高 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的蠕变抗力，如图 10.5-14 所示。可见，用 10%（摩尔分数）的 Ta 取代 Nb，可使合金的最小蠕变速率降低一个数量级。Ti-24.5Al-17Nb-1Mo 合金的蠕变抗力也明显优于其他 Ti_3Al 基合金。

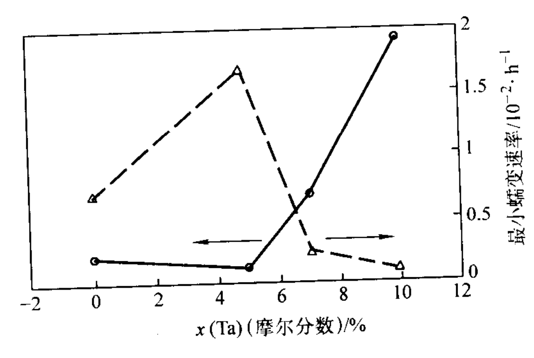


图 10.5-14　Ta 含量对 Ti-22.5Al-（10-X）Nb-XTa 合金蠕变速率的影响（650℃，385 MPa）

④ 合金的断裂韧度　合金的断裂韧度既与合金的成分

有关，又与合金的显微组织有关。随着 Nb 含量的增加，合金的塑性和断裂韧度提高，同时，B2 相的体积分数对合金的断裂韧度也有很大影响，如图 10.5-15 所示。

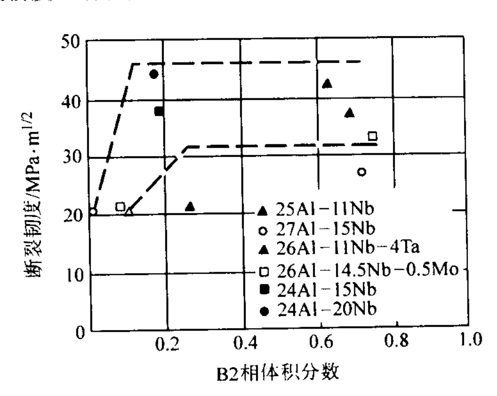


图 10.5-15　几种不同 Nb 含量合金的断裂韧度随 B2 相体积分数的变化

⑤ 合金的疲劳性能　Ti_3Al 基合金和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金一般都具有优良的室温和高温光滑试样高周疲劳强度以及较好的低周疲劳性能。合金的疲劳裂纹扩展速率强烈地依赖于合金显微组织。高韧性的合金具有高的抗低周疲劳断裂能力。在 650℃下，微观结构对低周疲劳裂纹扩展阻力的影响减弱，环境影响变得明显。氧化成为在高温环境下降低裂纹扩展阻力的重要因素。环境对 Ti_3Al 基合金的室温和中温疲劳裂纹扩展速率也有影响，在真空中较低，在空气中较高，在湿气中最高。有关该类合金疲劳性能的典型数据在下一节介绍。

3）国内研制的 Ti_3Al 基合金的力学性能　我国研制的具有工程意义的 Ti_3Al 基合金 TD2、TAC-1 和 TAC-1B 的力学性能均明显好于国外研制的 α_2 合金和超 α_2 合金。

① 拉伸性能　图 10.5-16、图 10.5-17 分别示出 TD2 合金（双态组织）和 TAC-1 合金（等轴组织）不同温度的拉伸性能。由此二图可见其一共同特点，当拉伸试验温度达 400℃左右时，伸长率出现峰值，试验温度进一步提高，伸长率反而下降，在 650℃左右降至最低点。与此相应的另一特点是当温度大约超过 400℃后，随着温度的升高，$\sigma_{0.2}$ 下降的趋势较为平缓，而 σ_b 下降的趋势则越来越快，从而导致 σ_b 与 $\sigma_{0.2}$ 的差值越来越小。有研究推测，这一现象可能是由于氧在其试验温度下的表面污染或氢的作用所致。

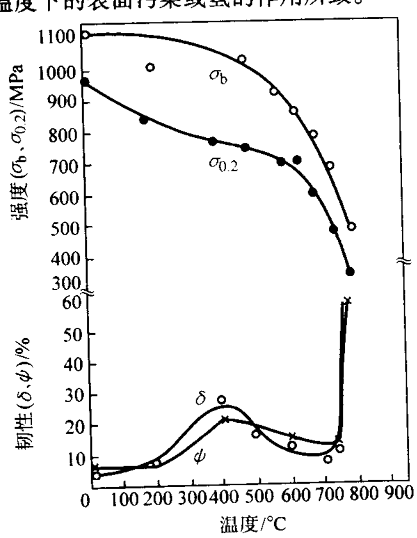


图 10.5-16　TD2 合金（双态组织）不同温度下的拉伸性能

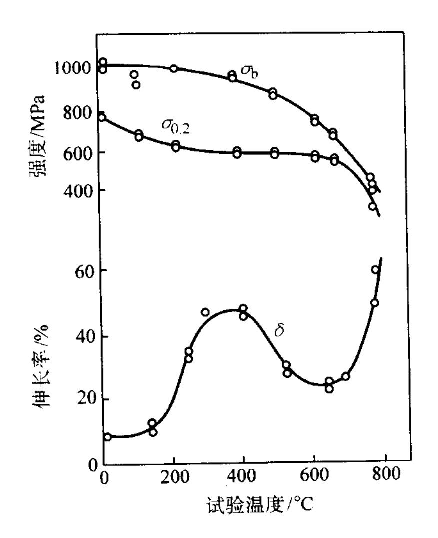


图 10.5-17　TAC-1 合金（等轴组织）不同温度下的拉伸性能

实验证明，我国研制的 TAC-1B 合金从室温至零下 100℃均具有良好的塑性（见表 10.5-14），因此该合金的工作温度范围为零下 100℃至 700℃。此种性能十分有利于制造航天用结构零件。

表 10.5-14　TAC-1B 在不同温度下的拉伸性能

θ/℃	拉伸性能			
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
700	671	545	21	—
650	805	610	23	40
25	1 000	825	16	17
-40	1 030	880	15	13
-60	1 100	935	13	19
-80	1 110	925	27	22
-100	1 150	980	9	10
-196	1 120			

Ti_3Al 基合金的室温缺口敏感性高于普通钛合金（见表 10.5-15），故在设计使用 Ti_3Al 基合金零件时，必须注意避免高应力集中系数的出现。例如，圆角半径应适当的增大等。不过 Ti_3Al 基合金在使用温度下的缺口敏感系数值明显高于室温值，这将会降低其应用风险。

表 10.5-15　TD2 与 TC4 合金的缺口敏感系数

合金	室温				700℃
	$K_t=2$	$K_t=3$	$K_t=4$	$K_t=5$	
TD2	1.17	1.15	0.95	—	1.47
TC4	1.55	1.60	1.62	1.54	—

② 断裂韧度和冲击韧度　Ti_3Al 基合金的室温断裂韧度较低，但 TAC-1 合金和 TAC-1B 合金的室温断裂韧度已有明显改善（见表 10.5-16）。同时也注意到，与 GH4169、In100 等镍基高温合金的规律相反，Ti_3Al 基合金的 K_{IC} 是随工作温度而不断提高的，如图 10.5-18 所示，从而降低了结构件高温应用的风险。



表 10.5-16　Ti_3Al 基合金的室温断裂韧度　MPa·m$^{1/2}$

合金	组织类型			
	魏氏体	细短棒	等轴	双态
α_2（美国）	22.5	15.0	20.4	—
超 α_2 合金（美国）	13.5	—	—	—
TD2	—	22.7	19.7	17.7
TAC-1	—	23～28	—	—
TAC-1B	—	—	—	28

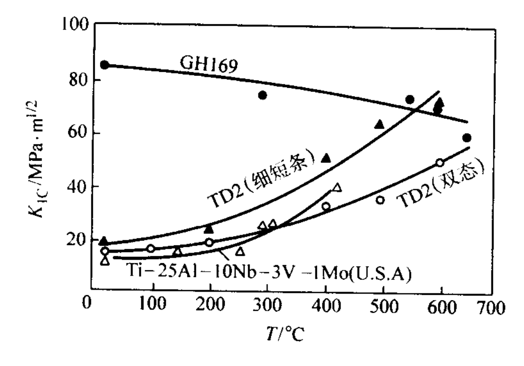


图 10.5-18　不同合金断裂韧度随温度的变化

表 10.5-17 和表 10.5-18 列出 TAC-1B 合金和 TD2 合金的冲击韧度，由这些实验数据可见，Ti_3Al 基合金的室温冲击韧度比普通钛合金低很多，这也是需要在设计和应用时考虑的问题。然而，Ti_3Al 基合金的冲击韧度与断裂韧度一样都是随温度的升高而升高。例如 TD2 合金在 650℃左右时 a_{kV} 已达 20～42 J/cm^2，这同样有利于 Ti_3Al 基合金在高温下的工作。同时可见，TAC-1B 合金的室温和低温冲击韧性也好于其他 Ti_3Al 基合金。

表 10.5-17　TAC-1B 合金在不同试验温度下的冲击韧度

温度/℃	30	-40	-60	-80	-100	-196
a_K/J·cm^{-2}	9.0	6.0	6.5	5.0	5.5	2.0

表 10.5-18　TD2 合金的室温冲击韧度

合金	超 α_2	TD2		
组织类型	魏氏体	等轴	双态	细短棒
a_{kV}/J·cm^{-2}	2.2	3.0	2.7	2.6
a_{kU}/J·cm^{-2}	—	—	3.5	—

③ 高温蠕变和持久性能　Ti_3Al 基合金 TD2 和 TAC-1B 合金 650℃蠕变持久性能均优于 IMI834 钛合金。魏氏体或网篮组织的高温蠕变持久性能好于等轴和双态组织。

TD2 合金双态组织：　蠕变强度　$\sigma_{0.2/100}^{650℃}=115$ MPa

持久强度　$\sigma_{100}^{650℃}=365$ MPa，

TAC-1B 合金双态组织：　持久强度　$\sigma_{100}^{650℃}=380$ MPa

④ 疲劳性能　TD2、TAC-1 和 TAC-1B 合金均具有优良的室温和高温光滑高周疲劳强度以及较好的低周应力疲劳性能。表 10.5-19 比较了 TD2 合金和 TAC-1B 合金与用于转子零件的镍基、钛基合金的高周（$>10^7$ 周）疲劳强度。TD2 合金、TAC-1 合金和美国超 α_2 合金和 α_2 合金的轴向应力低周疲劳性能数据见表 10.5-20。

在较高应力场强度振幅 ΔK 的条件下，TAC-1 合金的低周疲劳裂纹扩展阻力优于美国的 α_2 合金，如图 10.5-19 所示。图中的虚线和点划线为美国 α_2 合金在相同实验条件下的室温和高温疲劳裂纹扩展趋势。

表 10.5-19　TD2、TAC-1B 合金典型高周疲劳强度与其他合金比较

合金	品种	室温	500℃	600℃
		σ_{-1}/MPa	σ_{-1}/MPa	σ_{-1}/MPa
TD2	棒材	500	—	500
GH4169	棒材	402	—	461
GH33	棒材	370	—	—
TC11	棒材	490	412	—
TAC-1B	棒材	670①	—	—

① R=0.1

表 10.5-20　3 种 Ti_3Al 基合金轴向应力低周疲劳性能

合金	温度/℃	K_t	σ_{max}/MPa	σ_{min}/MPa	寿命/周
TAC-1	室温	1	620	62	60595，未断
TD2	室温	1	620	62	32749，未断
	650	3	350	35	10172
Ti-25-10-3-1 美国超 α_2	650	1	551	0	4 100
	650	2	396	0	12400，未断

由于 Ti_3Al 基合金的线胀系数较小，故其冷热疲劳性能也优于某些高温合金。

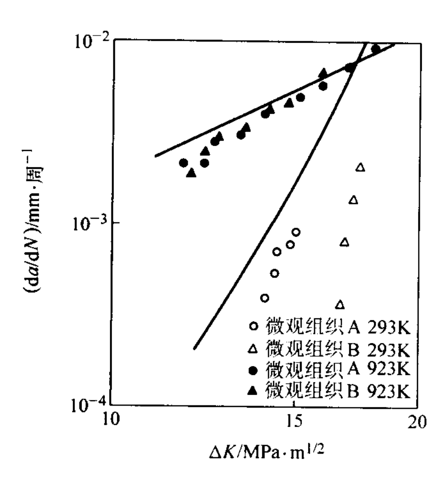


图 10.5-19　TAC-1 合金疲劳裂纹扩展阻力曲线
Ref. Jira；Ref. Porida

⑤ 合金热稳定性　表 10.5-21 和表 10.5-22 以及图 10.5-20 分别示出 α_2 合金（Ti-24-11）、TD2 合金和 TAC-1 合金的热稳定性试验数据，表明 Ti_3Al 基合金通常具有很好的毛坯热稳定性（指经热暴露后再加工成的室温和高温拉伸试样进行测试）。然而，对该类合金的拉伸试样进行热暴露后直接进行测试（带氧化皮）存在室温拉伸塑性降低的问题。

表 10.5-21　TD2 合金（双态组织）和 α_2 合金（等轴组织）的毛坯和试样热稳定性能数据

合金	热暴露条件	室温拉伸性能			
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
Ti-24-11	未热暴露	704	516	8.4	7.9
	650℃×100 h，毛坯热暴露	856	668	14.0	14.6

续表 10.5-21

合金	热暴露条件	室温拉伸性能			
		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
TD2	未热暴露	1 110	970	4.5	7.2
	650℃×500 h，毛坯热暴露	1 134	974	6.0	9.2
	650℃×100 h，试样热暴露	1 129	1 030	2.0	4.1
	650℃×300 h，试样热暴露	1 094	1 034	1.0	3.9

表 10.5-22　TD2 合金（双态组织）热暴露前后的性能

热暴露条件	δ_5/%		ψ/%		σ_{-1}/MPa（650℃，>10^7）	冷热疲劳（700℃⇔20℃）	
	室温	700℃	室温	700℃		循环次数	裂纹长度/mm
未热暴露	4.5	10.7	7.1	13.2	540	1 000	0.70
700℃×100 h，空冷，带氧化皮	1.1	7.9	2.0	13.0	540	1 000	0.55

4）国内研制的 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的组织和性能

这里着重介绍国内钢铁研究总院研制成功的 Ti-22Al-25Nb、Ti-22Al-27Nb、Ti-22Al-24Nb-3Ta 和 Ti-22Al-20Nb-7Ta 等成分的 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的力学性能。其中 Ti-22Al-25Nb 合金已进入工程化试用阶段。

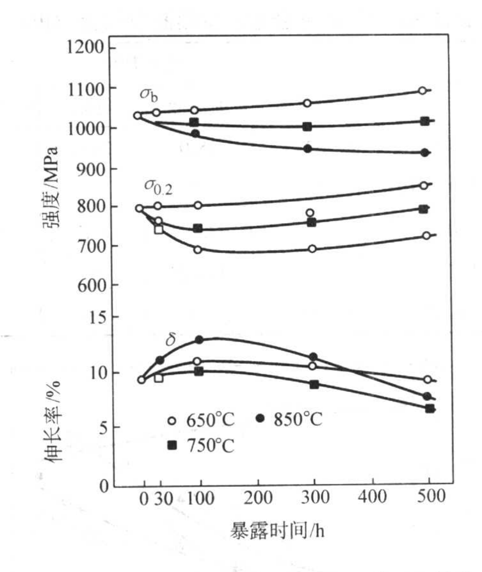
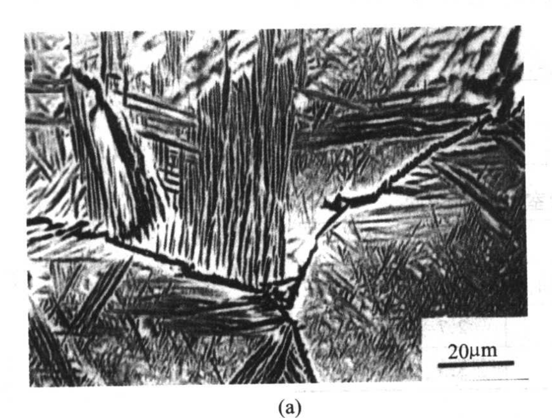
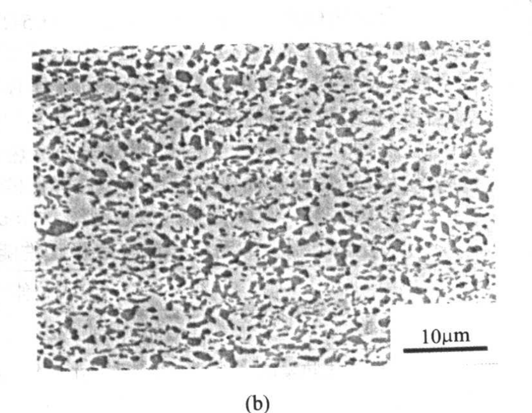


图 10.5-20　TAC-1 合金棒材（等轴组织）的毛坯热稳定性

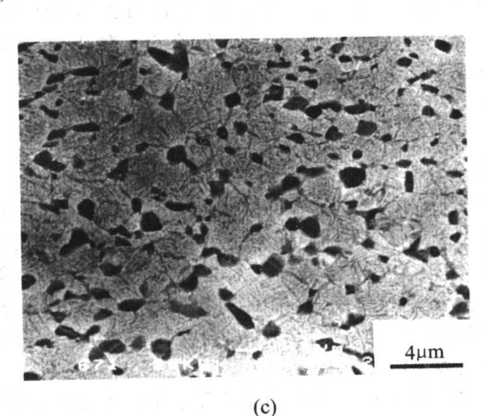
① 典型组织的力学性能　图 10.5-21 示出 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金 3 种典型组织，即网篮状粗板条组织、等轴组织和双态组织的形貌像。图 10.5-22 示出 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金 3 种典型组织的拉伸性能对比。保留粗大的原始 β/B2 晶界的网篮状粗板条表现出较低的强度和室温塑性（$\sigma_{0.2}$ = 920 MPa，δ_5 = 1.8%）；等轴组织的屈服强度明显提高（$\sigma_{0.2}$ = 1 100 MPa），室温塑性最好（δ_5 = 11.3%）；与 Ti_3Al 基合金类同，双态组织具有强度和塑性的最佳配合（$\sigma_{0.2}$ = 1 200 MPa，σ_b = 1 320 MPa，δ_5 = 9.5%）。



(a)



(b)



(c)

图 10.5-21　Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金的 3 种典型组织形貌



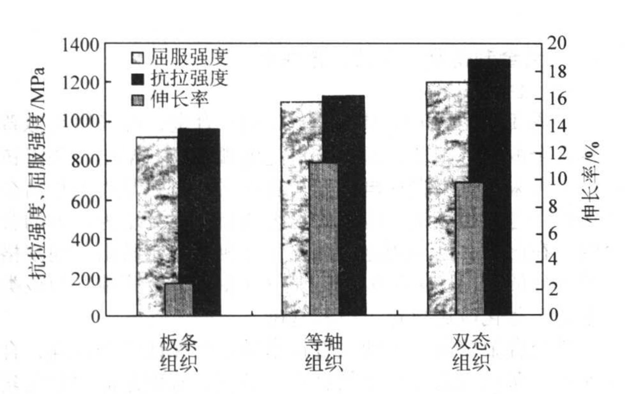


图 10.5-22　Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金 3 种组织的拉伸性能比较

② 合金成分对性能的影响　图 10.5-23 和 10.5-24 分别示出 Ti-22Al-23Nb、Ti-22Al-27Nb、Ti-22Al-24Nb-3Ta 和 Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金等轴组织室温和高温（650℃）拉伸屈服强度（$\sigma_{0.2}$）、断裂强度（σ_b）和伸长率（δ_5）与合金成分的关系。随着 Ta 含量的增加，合金的室温和高温强度均提高。Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金在 650℃时的屈服强度达 985 MPa，伸长率为 13%，750℃时的屈服强度仍保持 840 MPa。

图 10.5-25 示出了不同 Al、Nb、Ta 含量的几种 Ti_2AlNb 基（O 相）合金等轴组织的拉伸性能与 O 相的体积分数的关系。多种分析表明，低 Al 高 Nb 含量的合金具有更高的强度，Ti-Al-Nb-Ta 四元系 O 相合金等轴组织的拉伸性能要优于 Ti-Al-Nb 三元系合金性能。同时，Ta 的加入也有利于提高抗氧化和抗蠕变性能。

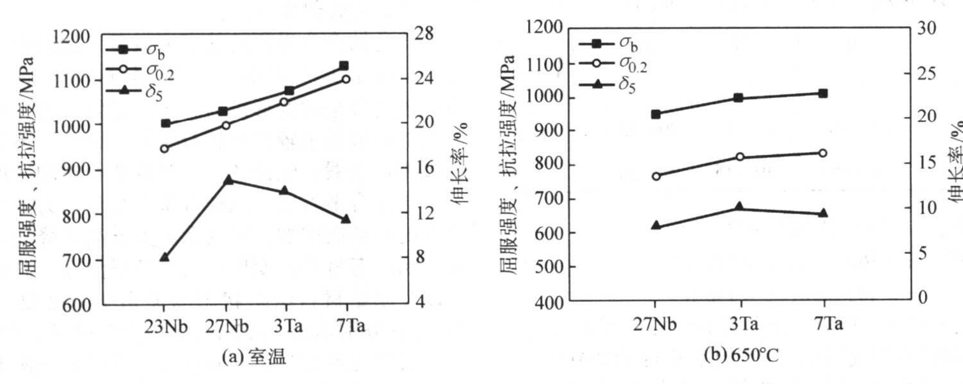


图 10.5-23　Ta 含量（摩尔分数）对 Ti_2AlNb 基（O 相）合金等轴组织拉伸性能的影响

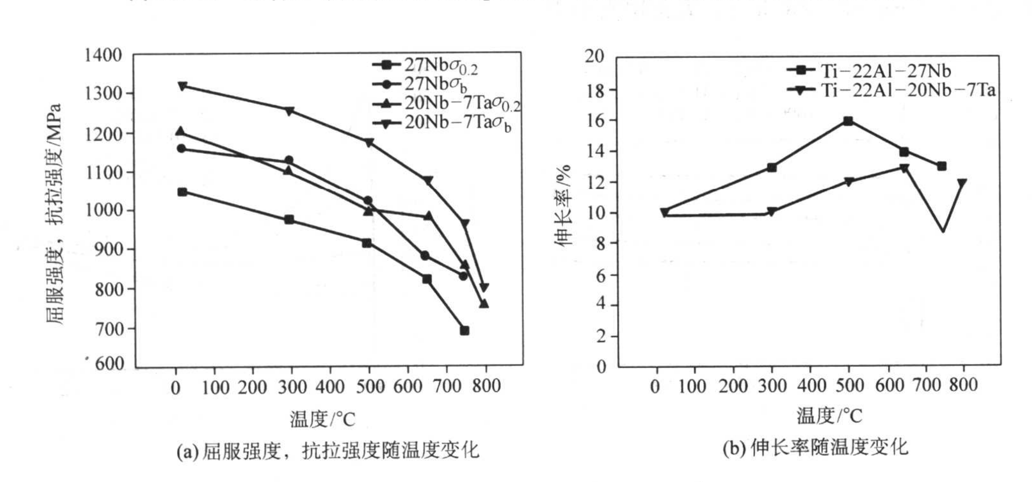


图 10.5-24　Ti-22Al-27Nb、Ti-22Al-20Nb-7Ta 合金双态组织拉伸屈服强度、抗拉强度和伸长率随温度的变化

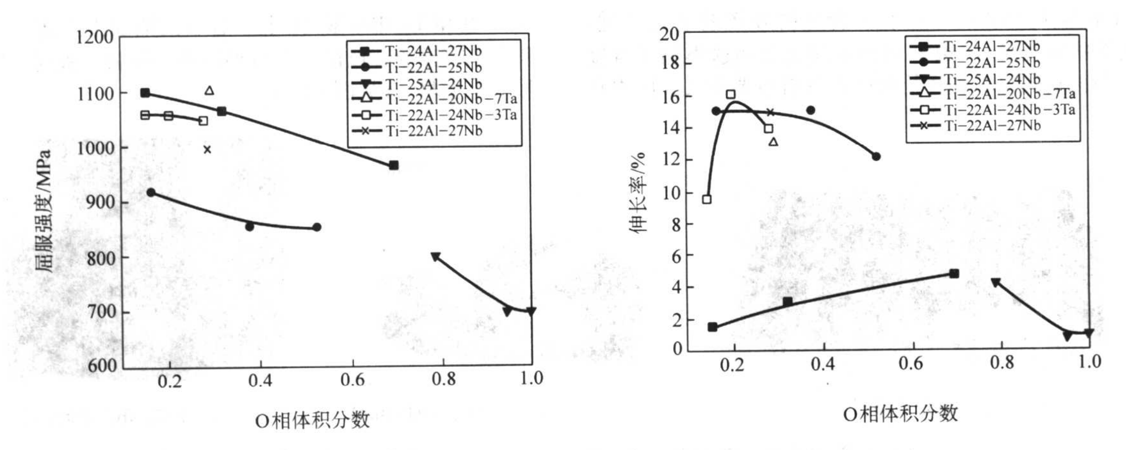


图 10.5-25　O 相体积分数对几种成分的 Ti_2AlNb 基合金室温拉伸性能的影响



③ Ti-22Al-25Nb 合金性能　为适应国内航天航空系统对高性能合金的低密度、低成本的要求，国内钢铁研究总院对 Ti-22Al-25Nb 合金进行了较深入研究。该合金的（O + B2）双态组织具有良好的综合力学性能，其缺口抗拉强度见表 10.5-23，其棒材拉伸性能见表 10.5-24。

表 10.5-23　Ti-22Al-25Nb 缺口抗拉强度（$K_t = 3$）

试验温度	室温	550℃	650℃
σ_b/MPa	1 350 ~ 1 380	1 380	1 250

表 10.5-24　Ti-22Al-25Nb 合金棒材拉伸性能典型值（ϕ30 ~ 100 mm）

试验温度	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	E/GPa
室温	1 100 ~ 1 200	1 000 ~ 1 050	6 ~ 16	9 ~ 18	120
300℃	1 060	870	15	29	110
550℃	990	870	16	37	110
650℃	870 ~ 950	780 ~ 860	10 ~ 15	20 ~ 45	
750℃	650 ~ 750	450 ~ 550	10 ~ 15	20 ~ 30	

室温断裂韧度 $K_{IC} = 29 \sim 31$ MPa·m$^{1/2}$

650℃持久性能：$\sigma = 360$ MPa，$\tau = 281$ h

$\sigma = 400$ MPa，$\tau = 148$ h

室温旋转弯曲疲劳强度极限（10^7 周不断）：549 MPa

650℃旋转弯曲疲劳强度极限（10^7 周不断）：600 MPa

合金具有良好的抗高温氧化性能。该合金经 750℃，100 h 恒温氧化增重约 1 mg/cm^2，216 h 后，氧化增重小于 1.5 mg/cm^2。

2.1.4　合金制备及合金的工艺性能

（1）合金的熔炼

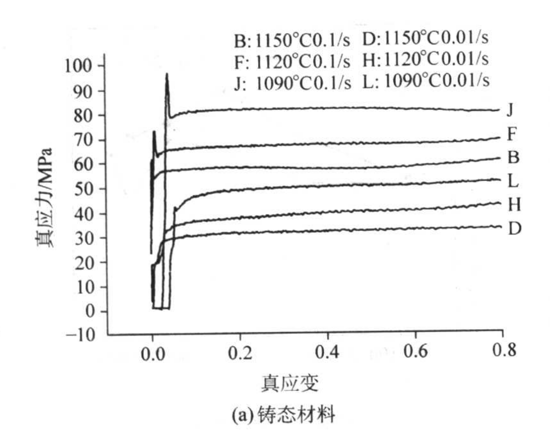
熔炼 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金，可采用类似普通钛合金的熔炼工艺，即真空自耗电弧重熔（VAR）获得铸锭。也可采用真空自耗电弧炉与真空自耗电弧凝壳炉相结合的熔炼工艺获得铸锭，应用此工艺能获得成分更为均匀的合金锭。在国内，已应用这些熔炼工艺成功地制备出不同规格多种成分的 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金铸锭，为该类合金的工程化应用奠定了材料基础。

该类合金熔炼工艺的关键技术是如何保证成分准确，合金元素分布均匀以及合金具有高洁净度，特别是低间隙元素 O、N、H 含量的控制。

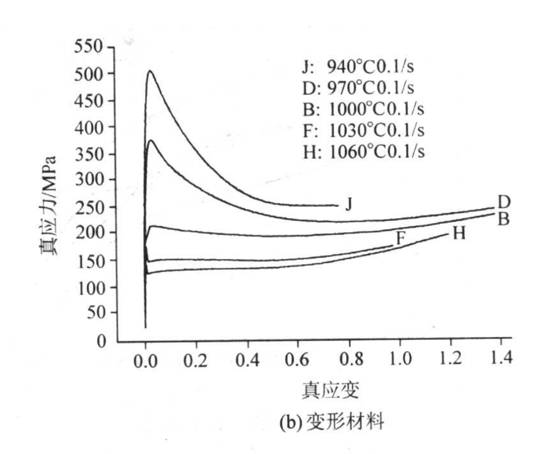
（2）合金热变形工艺特点

普通钛合金采用的热变形设备、加热炉、模具、润滑剂等均适用于 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的热加工。但由于该类合金的变形抗力大于普通钛合金，特别是该类合金铸锭的可锻性也较普通钛合金差，因此，不仅需要采用具有更大能量的锻、轧设备，尤其需要合适的变形工艺。

与钛合金类似，该类合金的变形抗力随变形程度、变形速率的增加而增加，随变形温度升高而降低。建立特定成分和组织状态材料的变形抗力与变形温度、总变形量和变形速率以及原始材料组织状态的关系十分必要。图 10.5-26（a）和（b）分别示出 Ti-22Al-25Nb 合金的铸态组织以及经热锻开坯后的变形组织在不同温度、不同应变速率下压缩的真应力-真应变曲线。



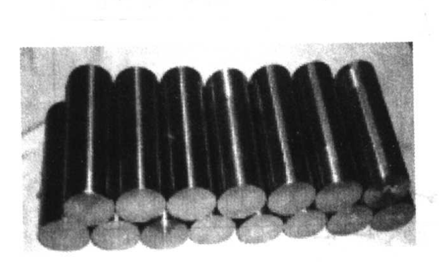
(a) 铸态材料



(b) 变形材料

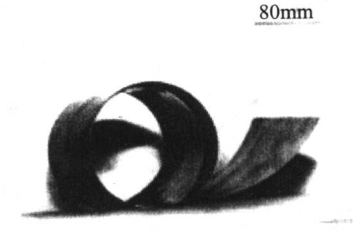
图 10.5-26　Ti-22Al-25Nb 基合金流变真应力-真应变曲线

Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的开坯锻造是关键。正确应用热机械处理（TMP）对金属间化合物这类加工难度较大的新型材料的组织和性能的改善具有重要意义。国内在 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的热加工工艺技术方面已积累相当经验，已能生产各种规格的棒材、板材、箔材和环形件等型材。（见图 10.5-27）。

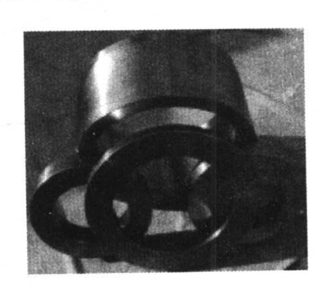


(a) TAC - 1B合金棒材

80mm



(b) TAC - 1合金箔材($\delta \approx 0.08$mm)



(c) Ti - 22Al- 25Nb合金环形件

图 10.5-27　Ti_3Al 基合金、Ti_2AlNb 基（O 相）合金型材实物照

（$\delta \approx 0.08$ mm）

(3) 合金的超塑性成形和扩散连接工艺

国内外对 Ti_3Al 基合金的超塑性和超塑成形技术已有相当深入的研究，从而大大加速了这类合金的实际应用。较早期的工作证明，一些重要的 Ti_3Al 基合金，例如 Ti-24Al-11Nb，Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo 等都显示有超塑性。国内研制的 TAC-1 合金和 TAC-1B 合金经适当的 TMP 处理后，获得的等轴、细晶 α_2 + B2 两相组织具有很好的超塑性能。图 10.5-28 示出 TAC-1 合金在不同温度下拉伸屈服应力 σ 和应变速率敏感指数 m 值随应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 的变化关系。图 10.5-29 显示 TAC-1 合金板材具有很好的超塑性。当 α_2 和 B2 晶粒尺寸为 1～3 μm时，在 960℃，初始应变速率为 $5\times10^{-4}s^{-1}$ 的试验条件下，获得 1 129% 的拉伸伸长率。

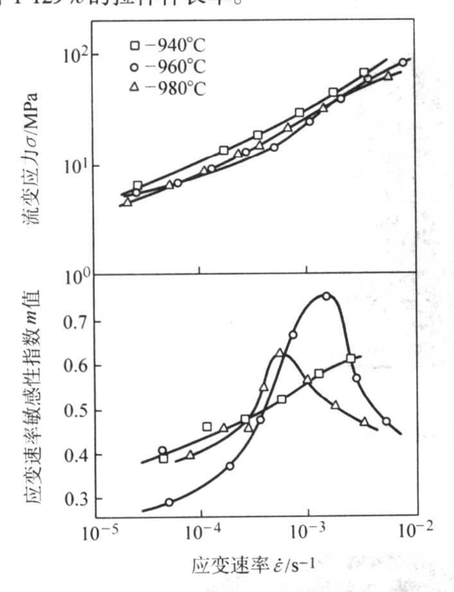


图 10.5-28　TAC-1 合金拉伸屈服应力和应变速率敏感指数随应变速率和试验温度的变化

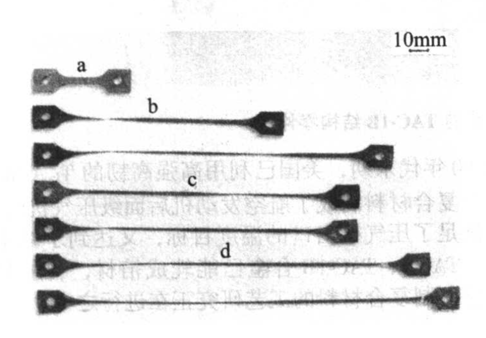


图 10.5-29　TAC-1 合金超塑性试样实物照

a　未变形板状样；
b　δ = 413%　920℃，$5\times10^{-4}s^{-1}$；
c　δ = 766%　940℃，$5\times10^{-4}s^{-1}$；
d　δ = 1 129%　960℃，$5\times10^{-4}s^{-1}$

气胀成形是最早利用超塑性的工艺，也是目前应用最广的方法。图 10.5-30 示出应用高压氩气超塑胀形工艺制作的 TAC-1 合金结构件。

扩散连接又称扩散焊，是焊接件在真空或保护气氛中，在压力和温度的同时作用下，使焊接表面微观凸起处产生塑性变形而达到紧密接触，再通过原子扩散，形成牢固的冶金连接。在焊接过程中，母材不发生熔化和宏观塑性变形，影响焊接接头质量的主要因素是焊接界面区原子扩散的情况，这与扩散连接工艺参数相关。图 10.5-31 示出 TAC-1B 合金在不同扩散温度、相同压力和时间条件下扩散连接界面的微观

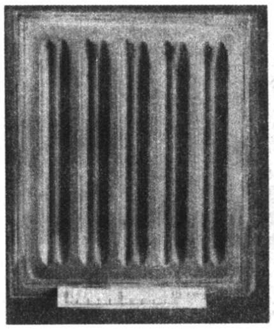
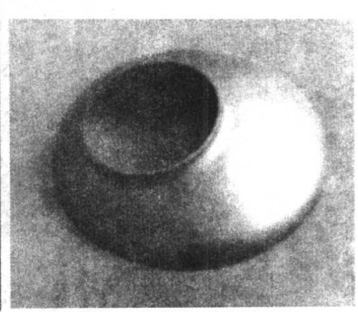



图 10.5-30　用高压氩气超塑胀形工艺制得 TAC-1 合金结构零件

组织形貌。由图可见，适当的工艺条件能获得完好的连接界面。图 10.5-32 为采用超塑成形-扩散连接成形技术制作的 TAC-1B 合金结构零件实物照。

(4) 合金的焊接工艺

Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的焊接与钛合金类似，除前节中已介绍过的扩散连接工艺外，一般可采用氩弧焊、激光焊、电子束焊以及等离子焊等多种工艺。但是，由于 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金的可焊性和室温塑性一般不如普通钛合金，为获得良好的无缺陷焊接接头，还需针对合金的具体情况，预先对其焊接工艺和技术规范进行必要的试验研究。

该类合金焊接需注意以下几个方面。

1) 它们都极易吸附氧、氮等间隙元素，从而导致合金性能明显下降。因此，包括熔化、凝固以及冷却等全过程都必须在惰性气氛或真空中进行。与氩弧焊、激光焊的局部保护相比，电子束焊接的真空室则提供了更为理想的保护环境。

2) 为防止焊接部位的污染，对焊件表面的清洁程度要求很高。

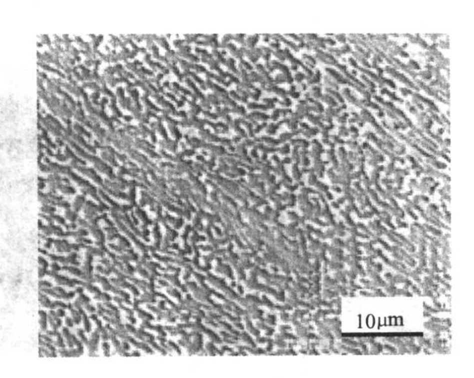
3) 应根据焊接部件的几何尺寸以及结构的复杂程度，采取相应的焊接工艺。

4) 考虑到焊后残余应力会极大地影响材料的使用性能并有可能导致工件形状的改变，影响部件的最终组装，应采用具有高能密度的焊接工艺，达到全穿透，一次完成。

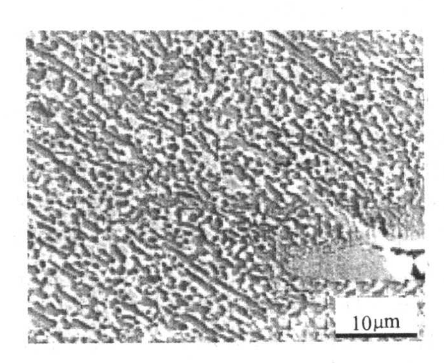
5) 必须对影响焊接接头微观结构和性能的焊接冶金过程进行全面了解，如焊区合金的熔化和凝固、相的连续冷却转变规律以及焊后处理的影响等。

(5) 复合材料的研制

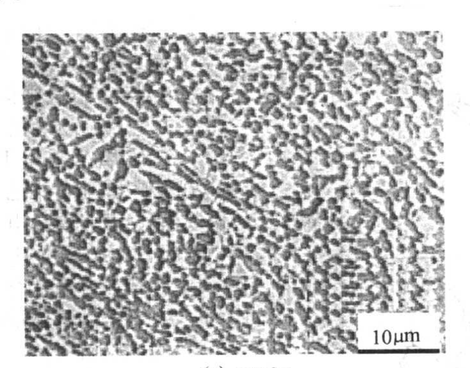
在各种具有高温结构应用前景的复合材料（例如以金属、金属间化合物、陶瓷为基体以及碳-碳复合材料）之中，以金属间化合物为基，尤其以 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金为基体的复合材料被认为是近期内最有吸引力也是最有希望成功的一种。鉴于此，在美国完整高性能涡轮发动机技术（IHPTET）计划的推动下，包括美国空军、海军、国家宇航局在内的 7 个部门和公司都对以 Ti_3Al 基和 Ti_2AlNb 基（O 相）合金为基、SiC 纤维增强复合材料的研究，投入了极大的兴趣和力量。这些合金的复合材料与其合金本身相比，不仅有更高的比弹性模量和比强度（见图 10.5-33），而且，在断裂韧性和抗裂纹扩展能力上也具有明显优势，是用于制作未来高性能高推重比发动机和超音速航天飞行器蒙皮、机身结构部件的理想材料，用以替代高温合金制造发动机用形状复杂的叶片以及其他轴对称部件，例如环件、盘件、机匣等，可减重 75%。美国的 TEXTRO 复合材料研究中心已将 Ti-24Al-11Nb 合金与 SiC 增强纤维制成了复合材料。但是，由于 Ti-24Al-11Nb 合金本身室温塑性较低（伸长率为 2%～4%），加上 α_2 与 SiC 纤维的线胀系数相差较大，以及纤维与



(a) 920℃

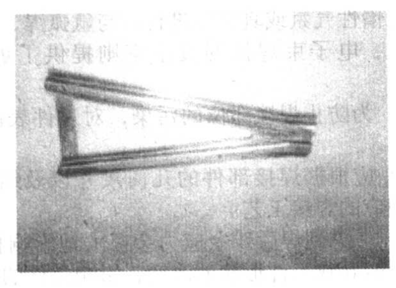


(b) 960℃



(c) 970℃

图 10.5-31　TAC-1B 合金扩散连接界面显微组织形貌（SEM）



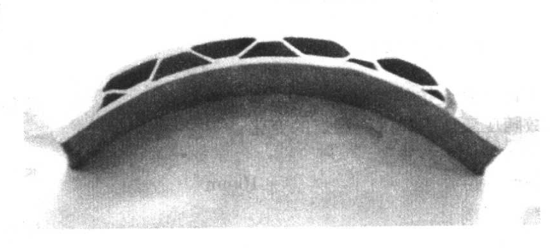
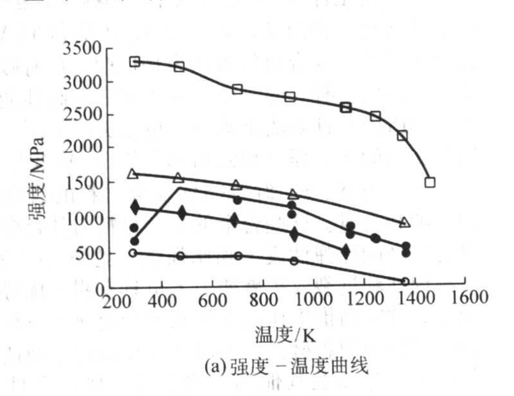
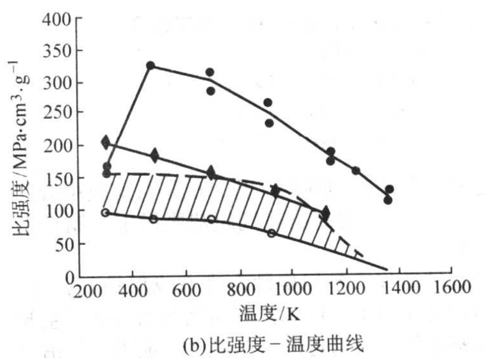


图 10.5-32　采用超塑成形-扩散连接技术制造的 TAC-1B 结构零件

α_2 基体界面之间的化学反应等问题，致使该合金复合材料的横向性能较低，环境抗力也较差。因此，发展一种比 α_2 合金具有更高强度和塑性、抗氧化的基体材料与 SiC 复合是最具有前景的解决方案之一。近年来，美国在集中研制以高 Nb 含量 Ti_2AlNb 基（O 相）合金基与 SiC 纤维复合的材料。20 世纪 90 年代末期，美国已利用高强高韧的 Ti_2AlNb 基（O 相）合金复合材料制成了航空发动机后面级压气机转子等部件，既满足了压气机出口的温度目标，又达到了减重效果。在我国，TAC-1、TAC-1B 合金已能轧成箔材，利用其与 SiC 纤维复合研制复合材料的工艺研究正在进行之中。



(a) 强度－温度曲线



(b) 比强度－温度曲线

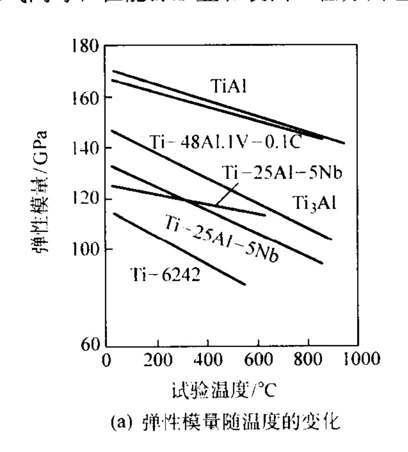
图 10.5-33　几种材料的强度-温度曲线和比强度-温度曲线

□ SiC 纤维；● SiC/Ti-24Al-11Nb［40%（体积分数）纤维］；
△ 混合法则计算结果［40%（体积分数）纤维］；
◆ TAC-1 合金；○ Ti-24Al-11Nb 合金；▨ 变形高温合金范围

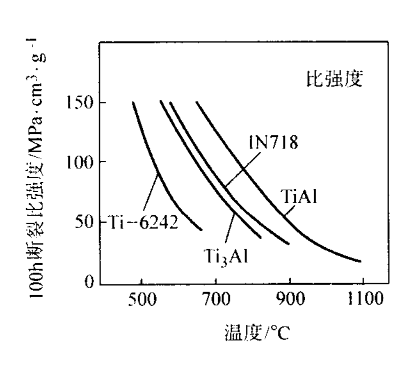
2.2　γ-TiAl 基合金

以金属间化合物 γ-TiAl 为基的合金简称 TiAl 基合金。该合金具有低的密度，高的比弹性模量以及良好的高温强度、蠕变抗力和抗氧化能力等优点，正在发展成为新一代航空发动机材料，可用于制造压气机高压叶片、燃气涡轮机的中、低压叶片，压气机定子挡风板、定子机座以及其他形状复杂的大尺寸铸造和锻造零件，以部分替代笨重的镍基高温合金减重 50%。同时，TiAl 合金也可用于制造汽车发动机的燃气涡轮、涡轮增压器和气阀等，在能源工业和表面工程方面也有很好的应用前景。中国和世界各工业国家现在都在积极地开展研究。

γ-TiAl 基合金的使用温度可达 750～900℃，与镍基高温合金相近，但其密度（< 4.0 g/cm³）仅为高温合金的一半。由图 10.5-34a 和 b 可见，γ-TiAl 基合金较之其他航空发动机材料的比刚度约高 50%。在 600～750℃范围内具有良好的蠕变抗力。该类合金还具有良好的阻燃性能，可用以替换一些价格昂贵的阻燃钛合金。用 γ-TiAl 基合金制作的部件的缺点是其较低的室温塑性、断裂韧性和高的疲劳裂纹扩展速率增加了失效的风险性。



(a) 弹性模量随温度的变化



(b) 100h 断裂比强度随温度的变化

图 10.5-34　几种高温材料的弹性模量和 100 h 断裂比强度随温度的变化

图 10.5-35 为 TiAl 合金与 Ti-6Al-4V 钛合金基本物理性能对比。TiAl 合金的导热系数和线胀系数分别比 Ti-6Al-4V 钛合金高约 35% 和 20%。

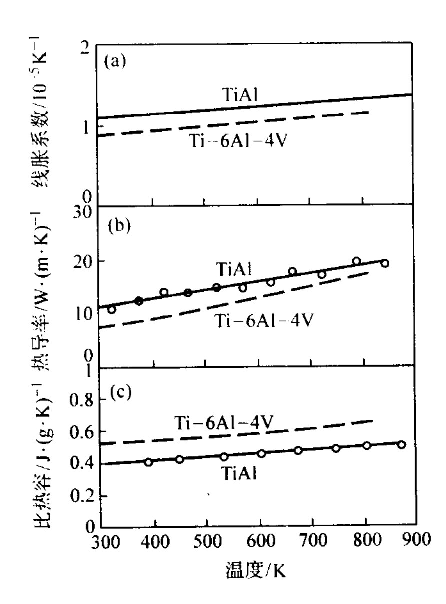
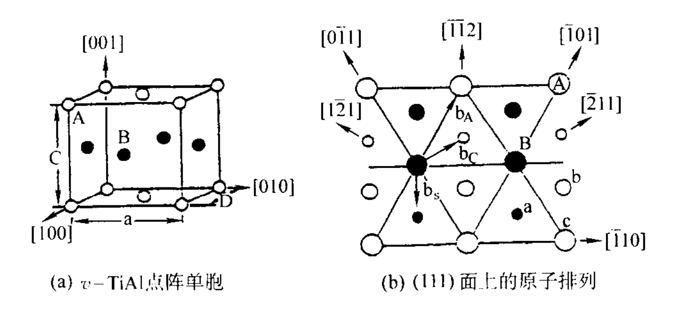


图 10.5-35　TiAl 合金和 Ti-6Al-4V 钛合金基本物理性能对比

2.2.1　γ-TiAl 晶体结构及形变特征

TiAl 是典型的 Berthollide 型化合物，其成分范围很宽，从含 48% Al 到 69.5% Al（摩尔分数），在熔点（约 1 460℃）以下温度一直稳定（见图 10.5-1）。TiAl 具有 $L1_0$ 有序超点阵结构，为正方点阵，a = 0.398 nm，c = 0.404 nm，c/a = 1.015。c/a 值随铝含量增加在 1.01～1.03 之间变化。点阵单胞含 4 个原子，Ti 和 Al 各有两个原子，沿［001］方向交替排列，如图 10.5-36a 所示，图 10.5-36b 示出其（111）面上的原子排列。



(a) γ-TiAl点阵单胞　　(b) (111) 面上的原子排列

图 10.5-36　γ-TiAl 的点阵单胞和（111）面上的原子排列

类似于面心立方点阵，γ-TiAl 的滑移主要发生在｛111｝面，滑移方向有 < 110］、< 101］和 < 112］，｛111｝面上的位错有 $\frac{1}{2}$ < 110］和 $\frac{1}{2}$ < 112］普通位错以及 < 011］超位错。$\frac{1}{2}$ < 110］的柏氏矢量最短，< 011］超位错可以分解为两个 $\frac{1}{2}$ < 110］偏位错夹一片反相畴（APB）。正方点阵导致｛111｝面上的 < 110 > 方向不再等效。对 γ-TiAl 中纯 Ti 原子面（001）和 TiAl 混合原子面（100）上键合电子密度分布的计算表明，其电子云的分布具有明显的各向异性，例如近邻 Ti 原子之间形成了方向性 d-键合，而 Al 原子中 P-电子层指向［001］方向，这种极化效应的结果导致了 Ti 和 Al 原子之间很强的键合力，从而使 P-N 力（Peierls stress）也显现各向异性。键合极性还与两原子间距有关，间距小，则相互作用增强，所以平行于 < 110］的位错所受的 P-N 力强于平行于 < 112］的位错而难以开动，b = < 101 > 型刃位错和螺位错因不受键价极化的影响而易开动。研究证实，单相 TiAl 合金因室温下 $\frac{1}{2}$ < 110］和 $\frac{1}{2}$ < 112］位错都不可动，主要滑移位错为 < 101］超位错，而该超位错又被层错偶极子所钉扎，



所以其室温塑性很差。机械孪晶变形是γ-TiAl在常温下的一种重要变形方式，Al含量越低，孪生在变形中的作用越明显。提高变形温度后，受热激活作用，各种位错的可动性都得到提高，故合金的高温塑性能得到一定改善，其变形机制主要为$\frac{1}{2}<110]$普通位错滑移及孪晶形变。多晶γ-TiAl的屈服强度、断裂强度和伸长率以及单晶γ-TiAl的屈服强度随温度变化的关系示于图10.5-37。单晶情况下，屈服强度随温度升高而明显提高，强度峰值的温度与晶体位向有关，大约在600~800℃。然而，单相γ-TiAl的多晶材料，其屈服强度随温度升高缓慢下降，并不显示强度峰值。双相γ-TiAl的强度明显优于单相γ-TiAl合金。例如，图10.5-38中Ti-48Al合金因处于α_2-Ti_3Al+γ-TiAl两相区，其强度就明显高于单相γ-TiAl合金。因此，目前具有工业应用前景的合金均为含Al量较低的$\alpha_2+\gamma$两相（或多项）TiAl基合金。研究证实，α_2相对氧具有很高的的溶解度（约2×10^{-3}），能降低双相合金中γ相中的氧含量，从而会明显降低Ti原子之间结合键的各向异性，降低P-N阻力，有利于$\frac{1}{2}<110]$普通位错的滑移和$\frac{1}{6}<112]$型不全位错的孪生变形的开动，这是双相TiAl基合金的强度和塑性都明显优于单相γ-TiAl合金的原因之一。

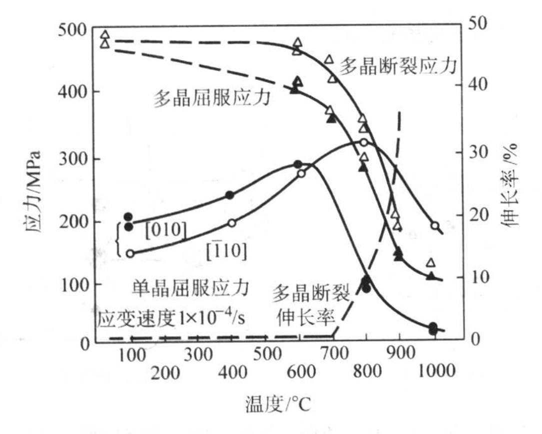


图10.5-37 TiAl多晶和单晶的强度及伸长率随温度的变化

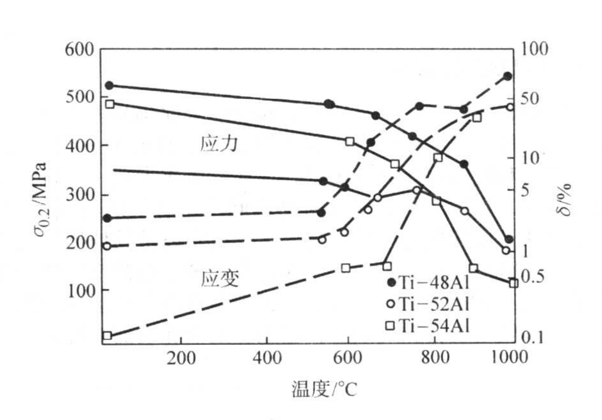
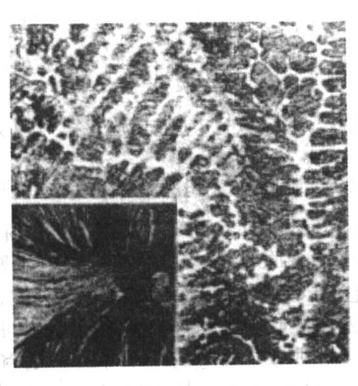


图10.5-38 二元TiAl合金的屈服强度和拉伸塑性与铝含量（摩尔分数）的关系

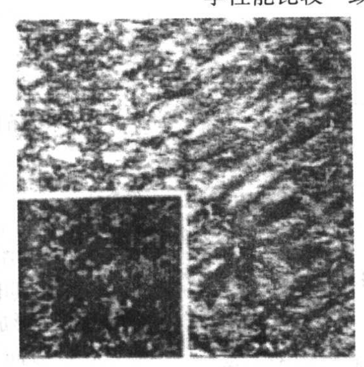
2.2.2 γ-TiAl相的凝固路线和基本的固态相变

根据TiAl相图（图10.5-1），近当量γ-TiAl成分的合金44%~60%（摩尔分数）Al，从液相冷却时，可以有3种不同的凝固路线，即α相凝固、β相凝固和γ相凝固，取决于合金成分和冷却速度。其相应的铸态组织如图10.5-39所示。目前所研究的多数TiAl基合金含Al量为46%~47%（摩尔分数）），由液相冷却时将首先形成固相α，α晶体将择优沿其*c*轴生长，从而形成明显的柱状晶组织。在随后的冷却过程中，γ相板条从α柱状晶中析出形成所谓的α+γ层片组织。γ相和α相之间将保持确定的位向关系即$(0001)_\alpha // \{111\}_\gamma$，$<1120>_\alpha // <110>_\gamma$。α相共析反应分解形成$\alpha_2+\gamma$相层片组织。由于γ相和α之间的位向关系，所有的γ层片将垂直于α相的*c*轴方向（柱状晶生长的方向），最终得到典型的各向异性铸态组织。该类组织的最大缺点是其明显的各向异性特征，这必然会导致TiAl铸件不同部位的性能有着明显差异，解决此问题的途径之一是通过添加β相稳定元素而发展β相凝固TiAl合金。

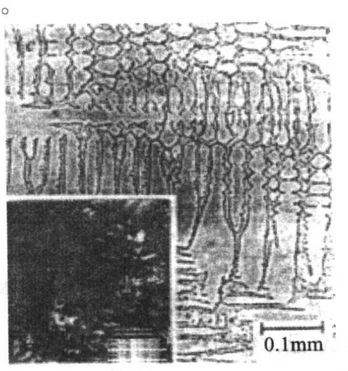
研究证实，添加适量的β相稳定元素（例如Cr，Nb，W等），可使其凝固过程沿β路线完成。鉴于β相的择优凝固有3个等同的<100>方向，进一步冷却转变为α相时，两相间满足位向关系：$\{111\}_\beta // (0001)_\alpha$，$<111>_\beta // <11\bar{2}0>_\alpha$，故从理论上讲，在同一个β晶粒中，可形成12个不同方向的α变体，最终在每个β晶粒中得到取向完全不同的板条团，所以具有此种组织的部件的各向异性较小，力学性能比较一致。



(a) α凝固组织



(b) β相凝固组织



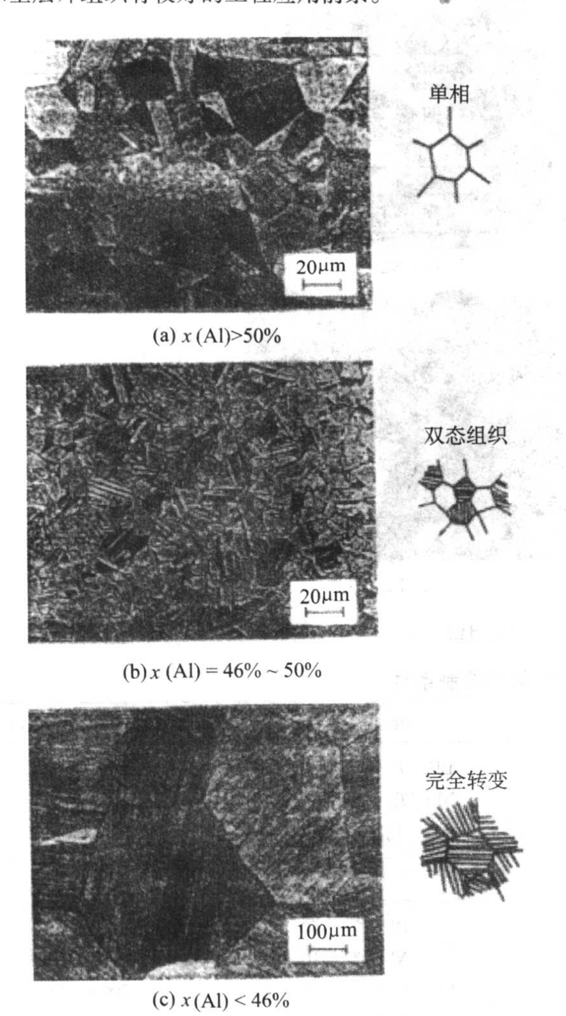
(c) γ相凝固组织

图10.5-39 α相凝固组织、β相凝固组织和γ相凝固组织

TiAl基合金缓冷态接近平衡的显微组织随成分而异。根据Ti-Al相图（图10.5-1），TiAl基合金退火后可得到3种不同的典型组织。含Al量大于50%（摩尔分数）的TiAl合金热处理时多处于γ单相区，冷却至室温得到单相组织（图10.5-40a）。铝含量为46%~50%（摩尔分数）的合金在α+γ两相区处理后缓冷至室温将得到两相组织，由γ晶粒和层片团所组成，其中层片团是由高温α相析出γ而来，由交替的α_2和γ层片所构成，故该类组织被称为双态（duplex简称DP）组织（图10.5-40（b））。第三种组织是铝含量小于46%（摩尔分数）的合金在α单相区处理后缓冷所得到的全层片



(fully-lamellar 简称 FL) 组织，如图 10.5-40c 所示。其中，双态和全层片组织有较好的工程应用前景。



(a) x(Al)>50%

(b) x(Al) = 46% ~ 50%

(c) x(Al) < 46%

图 10.5-40　TiAl 合金凝固组织

在 α 单相区热处理后，TiAl 合金的最终组织还受到冷却速度的影响，随冷却速度不同可得到不同的 α 相分解产物。如图 10.5-41 所示，极缓慢冷却条件下将得到胞状 (cellular) 组织，在炉冷等较低的冷速下 (0.05 ~ 3℃·s^{-1})，将得到全板条组织，中等冷速，例如空冷将得到魏氏组织 (Widmanstattem) 或羽毛状 (feathery) 组织，而水淬可得到块状 (massive) 组织。进一步提高冷速和增加过冷度将抑制 α 相的分解而直接有序化得到单相 α_2 组织。不同冷却速度下的转变动力学曲线如图 10.5-42 所示。

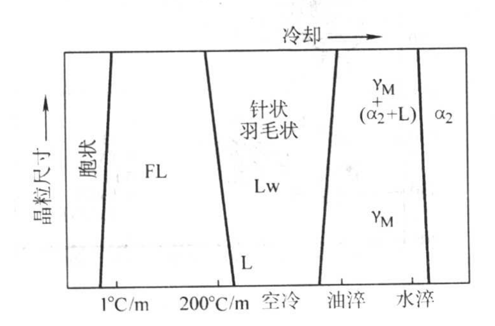


图 10.5-41　不同冷却速度下 α 相分解产物

合金层片组织的层片间距 (λ_L) 也取决于冷却速度 ($dT/dt = R$)，并可表示为：$\lambda_L \sim R^{-1/2}$。图 10.5-43 为不同铝含量的 TiAl 合金层片间距与冷却速度的关系。

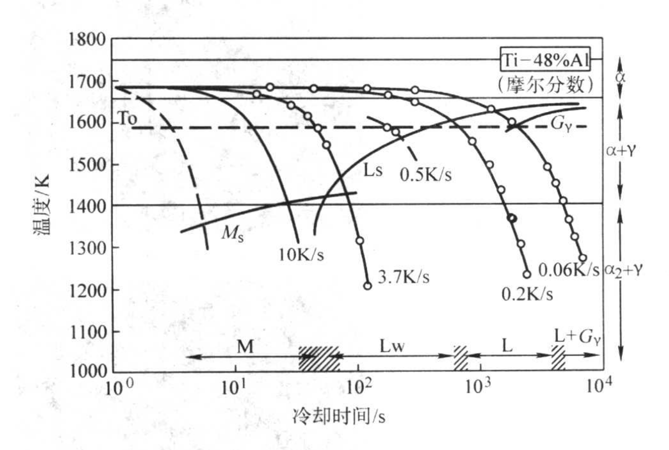


图 10.5-42　Ti-48Al 合金的 CCT 曲线

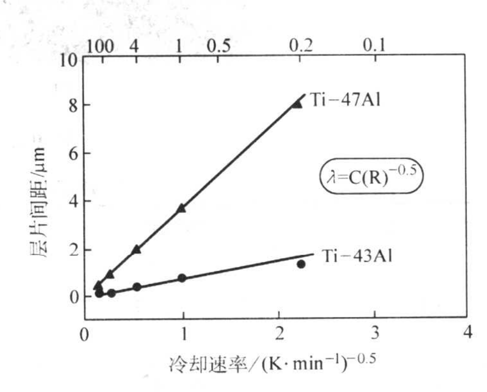


图 10.5-43　不同铝含量 TiAl 合金的层片间距与冷速的关系

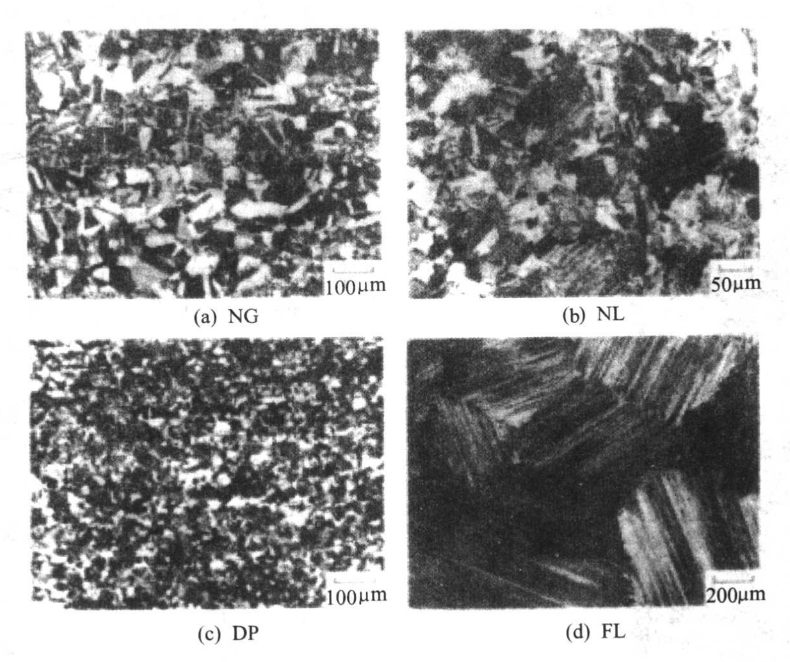
2.2.3　双相 γ-TiAl 基合金显微组织及其控制

双相 TiAl 合金的组织控制是影响宏观力学性能的一个重要因素。通常，将所研究的铝含量为 46% ~ 50% (摩尔分数) 的铸态或热加工态双相 TiAl 合金在不同温度区间进行热处理可以产生 4 种不同的典型显微组织 (图 10.5-44)。在刚高于共析温度的 α + γ 两相区进行热处理，得到近于完全由等轴 γ 晶粒所组成的组织 (Near Gamma 简称 NG)；在 α + γ 两相区，在两相体积分数大致相等的温度 (约为 T_α − 60℃) 进行热处理，得到双态 (DP) 组织；在刚低于 T_α 温度不远的 α + γ 两相区进行热处理，经空冷或炉冷均可得到 γ/α_2 层片团和分布于层片团间的少量等轴 γ 晶粒组成的近层片组织 (Near Lamellar 简称 NL)；在刚高于 T_α 温度进行热处理，高温下的 α 单相经炉冷就可得到完全由 γ/α_2 层片团构成的全层片组织 (FL)。

显微组织的控制包括：层片组织含量、晶粒尺寸、α_2/γ 平均体积分数、层片间距、晶粒 (层片团界面) 结构等。主要通过加热温度和保温时间、冷却速率来控制 (见图 10.5-43)。对于热加工态，变形量也是控制显微组织的主要因素。表 10.5-25 举例说明 TiAl 基合金典型组织的控制条件。

合金的室温塑性随晶粒尺寸的增加而降低。屈服强度和晶粒尺寸之间满足 Hall-Petch 公式，但不同组织的 H-P 强度系数 K_g 值不同。层片间距与屈服强度之间也符合 Hall-Petch 公式。一般说来，具有下列组织特征的 TiAl 基合金的综合性能较好：①全层片；②α_2/γ 平均体积分数在 0.05 ~ 0.25 之间；③晶粒尺寸为 50 ~ 250 nm；④层片间距：0.05 μm < λ < 0.5μm；⑤具有锯齿状晶界。





(a) NG (b) NL

(c) DP (d) FL

图 10.5-44 TiAl 基合金的典型组织

表 10.5-25 TiAl 基合金典型组织控制条件

合 金	热加工	T_α/℃	处理温度/℃	显微组织（晶粒大小）/μm
G1	SSF，88%	1 355	DP：$T_\alpha-70$ 到 $T\alpha-40$ NL：$T_\alpha-20$ 到 $T_\alpha-10$ FL：$T_\alpha+1$ 到 $T_\alpha+35$	20～50 30～150 250～2 600
G8	TSF，91%	1 362	同 G1	同 G1
K5	TSF，91%	1 325	DP：$T_\alpha-50$ NL：$T_\alpha-10$ FL：$T_\alpha+15$ 到 $T_\alpha+35$	10～15 10～120 200～400
K7	TSF，91%	1 365	DP：$T_\alpha-20$ TMT：$T_\alpha+5$ 到 $T_\alpha+35$	10～15 80～200

注：SSF——一次锻造；TSF—二次锻造；G1-Ti-47Al-1Cr-0.9V-2.6Nb，G8-Ti-47Al-1.5Cr-0.5V-2.3Nb，K5-Ti-46.5Al-2.1Cr-3Nb-0.2W，K7-Ti-47.2Al-1.5Cr-0.5Mn-2.6Nb-0.15B。

TiAl 基合金组织的拉伸性能测试表明，所有合金有一个共同规律，即 DP 组织的塑性高、断裂韧性低，而 FL 组织正相反，这种现象称为拉伸塑性和断裂韧性的反常关系。分析认为，这种反常关系的产生是由于具有多种韧化机制的层片组织通常具有较大的层片团尺寸，而细小双态组织又缺乏充分的韧化机制。因而人们探索出一些能细化 TiAl 合金全层片组织的工艺途径，以获得细小全层片（fine fully lamellar 简称 FFL）组织，达到综合改善合金力学性能的目的。这些措施主要包括：α 凝固下的粗晶铸态组织的多步热处理，添加 β 相稳定元素（例如 Cr、Nb、W 等）引发 β 凝固和适当的热处理，热加工变形后组织的循环热处理，以及一些热机械加工方法。近期 C.T.Liu 等研究了粉末冶金 PMTiAl 合金。该类合金具有细晶和超细层片（0.1 μm 以下）组织，大大提高了 TiAl 合金的强韧性。图 10.5-45 归纳了各种先进工艺制备的各种 TiAl 基合金的晶粒和性能水平，可以看出，工艺组织状态对 TiAl 基合金的性能有重要作用。必须要把合金化和工艺控制结合起来，才能获得最佳强韧化效果。

2.2.4 合金元素对 TiAl 基合金性能的影响

合金元素对 TiAl 基合金的性能有重要影响。表 10.5-26 列举了合金元素在 TiAl 合金中的作用。

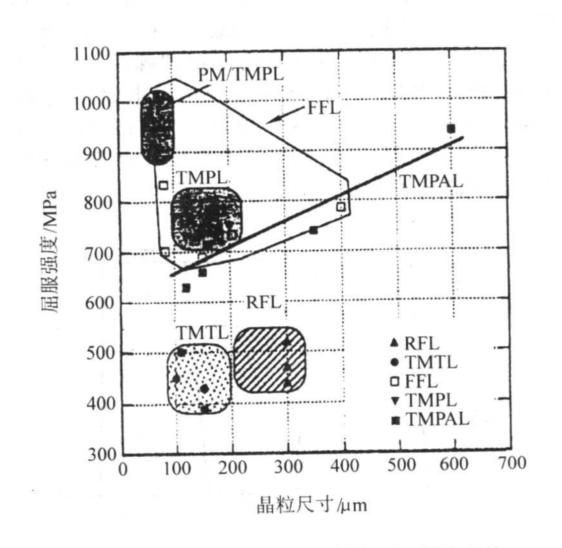


图 10.5-45 各种先进工艺制备的 TiAl 基合金的晶粒尺寸和室温屈服强度

γ-TiAl 基合金的室温塑性首先和铝含量有关。单相 γ-

TiAl 合金的室温拉伸伸长率一般小于 1%。根据添加元素的不同，具有最佳塑性的铝含量约为 46%～49%（摩尔分数）。合金化可在一定程度上改善塑性，双态组织合金化后室温拉伸伸长率可达 3%～6%（见图 10.5-46）。Cr、V、Mn、Nb、Mo、W 等都是 β 相稳定元素，能扩大 β 相区到高铝含量区，同时缩小了 α 相区，降低 T_β 和 T_α 温度，促进 β 凝固，细化枝晶尺寸。添加 1%～3%V（摩尔分数）Mn、Cr 可提高双态组织的塑性。这些 β 相稳定元素的添加也不宜过多，否则会产生 B2 相，对合金抗蠕变性能不利。W、Mo、Nb、Ta 为固溶强化元素，图 10.5-47 表明 W 能明显提高蠕变强度。一般说来，这些高熔点元素的适量添加有利于降低扩散速率、不利于位错的攀移，对蠕变速率的降低有作用，还能提高组织的稳定性。当高熔点元素的含量较高时，能提高合金的熔点，对合金的高温强度也有利。但添加 1%～3%（摩尔分数）的 Nb、Zr、Hf、Ta 和 W 于 Ti-48Al 二元合金中会降低合金的塑性。此外，Si、C 和 N 都能导致生成第二强化相，也能较有效地提高合金的蠕变强度。Si 合金化析出 $Ti_5(Si, Al)_3$（ζ 相）可同时降低 TiAl 合金的初始应变和最小蠕变速率，并提高蠕变激活能和蠕变寿命。Si 的含量一般为 0.2%～0.6%（摩尔分数），过多的 Si 将使组织稳定性恶化而有损于蠕变性能。C 的强化效果有时在双态及近 γ 合金中更为明显一些。添加 0.2%～0.3%C（摩尔分数）可使合金的蠕变速率降低约一个数量级。B 为晶粒细化剂，以 B 元素加入或以硼化物粒子（如 TiB_2）加入均可。硼化物的细化同时可提高合金的强度，但 >0.2%B（摩尔分数）的添加量将有损于合金的塑性。N 也能显著地强化合金，但同时会使合金的塑性大大降低。对于薄型铸件而言，Ni、Fe 和 B 合金化有利于改善合金的铸造性能。

表 10.5-26　合金元素在 γ-TiAl 中的作用

合金元素	已报道的作用
Al	因改变合金的组织而强烈影响合金的塑性，塑性较佳的 Al 含量是 46%～50%（摩尔分数），在该范围内，增加含 Al 量将降低韧性
Cr	1%～3%（摩尔分数）的添加量将提高双态合金的塑性； >2%（摩尔分数）可改善热加工能力及超塑性； >8%（摩尔分数）将极大地改善抗氧化能力
Mn	1%～3%（摩尔分数）可提高双态合金的塑性
V	1%～3%（摩尔分数）可提高双态合金的塑性；降低抗氧化性
Nb	极大地改善合金的抗氧化性，提高合金的高温强度及抗蠕变性
W	明显改善合金的抗氧化性及抗蠕变性能
Mo	可提高细晶合金的塑性和强度，改善合金抗氧化性
Ta	改善合金的抗氧化及抗蠕变性能，但增加合金的热裂敏感性
Si	0.5%～1%（摩尔分数）改善抗蠕变能力及抗氧化性 Si 可提高浇注流动性并降低热裂敏感性
Fe	提高浇注流动性及热裂敏感性
B	B>0.5%（摩尔分数）可细化晶粒，提高强度及热加工性； B 合金化极大地改善铸造性能
C	明显改善抗蠕变性能，但对塑性不利
Er	改变变形亚结构，提高单相 γ 的塑性
O	铸造合金氧含量 $w(O)$ 从 800×10^{-6} 提高到 $1\,100\times10^{-6}$ 时，提高蠕变强度而不损害塑性
Ni	增加流动性
P	降低氧化速率

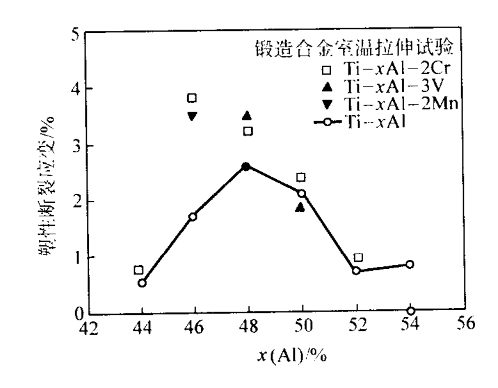


图 10.5-46　γ-TiAl 合金室温塑性与铝含量（摩尔分数）的关系及合金元素的作用

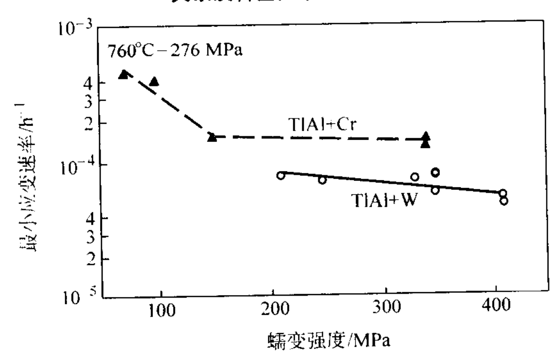


图 10.5-47　W 对 TiAl 合金蠕变强度的提高

2.2.5　γ-TiAl 基合金的发展

20 世纪 50 年代初期，美国学者首先对 Ti-50Al 二元合金的性能进行了研究，但由于合金的室温塑性太差而放弃。1975～1982 年，美国 P&D 实验室的 M.Blackburn 教授对近 100 种不同成分的 TiAl 合金进行了研究，发现成分为 Ti-48Al-1V-0.3C（摩尔分数）的 TiAl 合金的室温塑性可达 2%，此属于第一代 TiAl 基合金，但由于各种原因仍未被作为工程合金而得到发展。直到 20 世纪 80 年代末，美国 GE 公司 S.C.Huang 博士研发出成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb（摩尔分数）的双相合金，并证明了该成分合金具有良好的综合性能后，才在世界范围内引起了广泛的研究兴趣。此合金属第二代 TiAl 基合金。后来又经过大量的研发工作，现已发展出第三代 γ-TiAl 基合金，详见表 10.5-27。多种成分的铸造 γ-TiAl 基合金的拉伸性能随温度的变化如图 10.5-48 所示。国外部分已进入应用状态的铸造 γ-TiAl 基合金的成分和性能见表 10.5-28。

Y.W.Kim 在 20 世纪 90 年代中期发展的命名为 K5 的变形 TiAl 基合金 Ti-46.5Al-3Nb-2Cr-0.2W（摩尔分数），具有良好的综合性能。该合金的性能直接受加工工艺的影响。图 10.5-49 为不同组织的 K5 合金蠕变性能的 Larsen-Miller 曲线。为了对比，图中也给出了典型铸造 γ-TiAl 基合金、Ti-48Al-2Mn-2Nb 合金以及 Ti-（45，47）Al-2Mn-2Nb-0.8TiB_2 合金的蠕变性能。

表 10.5-27　TiAl 基合金的发展过程

发展过程	合金成分（摩尔分数）/%	制备工艺	研究者
第一代	Ti-48Al-1V-0.3C	实验室研究	M. Blackburn
第二代	Ti-48Al-2（Cr，Mn）-2Nb	铸造合金	GE 公司
	Ti-（45～47）Al-2Nb-2Mn+0.8%（体积分数）TiB2	铸造 XD	Howmet 公司
	Ti-47Al-3.5（Nb，Cr，Mn）-0.8（Si，B）	铸造合金	GKSS 研究所
	Ti-47Al-2W-0.5Si	铸造合金	ABB 公司
	Ti-46.2Al-2Cr-3Nb-0.2W（K5）	锻造合金	Y. W. Kim
第三代	Ti-47Al-5（Cr，Nb，Ta）	铸造合金	GE 公司
	Ti-（45～47）Al-（1～2）Cr-（1～5）Nb-（0～2）（W，Ta，Hf，Mo，Zr）-（0～0.2）B-（0.03～0.3）C-（0.03～0.2）Si-（0.1～0.25）O	锻造合金	Y. W. Kim

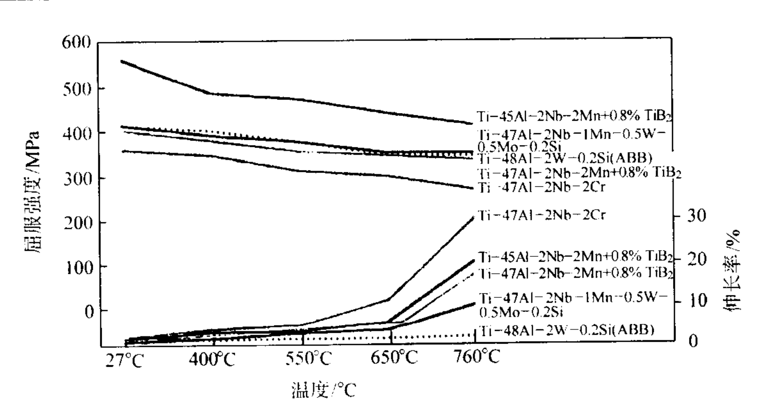


图 10.5-48　铸造 γ-TiAl 基合金的不同温度拉伸性能

表 10.5-28　国外已进入应用状态的铸造 γ-TiAl 基合金成分和性能水平

合金成分（摩尔分数）/%	760℃，140 MPa 下变形 0.5% 的时间/h
Ti-47Al-2Cr-2Nb（GE 公司）	100
Ti-47Al-2W-0.5Si（ABB 公司）	650
Ti-47Al-2Nb-1Mn-0.5Mo-0.5W-0.2Si（USNavy/GE 公司）	305
Ti-47Al-2Nb-2Mn-0.8%（体积）B（Howmet 公司）	63.5
Ti-45Al-2Nb-2Mn-0.8%（体积）B（Howmet 公司）	16.5

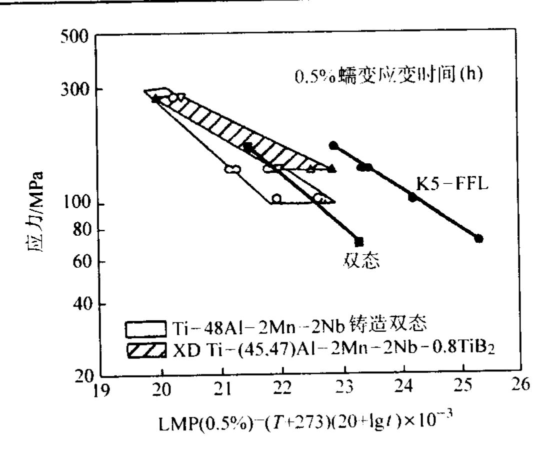


图 10.5-49　不同组织 K5 合金的蠕变性能的 Larsen-Miller 曲线
（T 的单位为 K，t 的单位为 h）

我国从 20 世纪 80 年代开始对 γ-TiAl 基合金进行了研究和开发，现已在基础理论和应用研究方面取得了很大进展。钢铁研究总院自主开发的可在 800℃下使用的 TiAl 基合金、Ti-46.5Al-2.5V-1Cr 合金（命名为 TAC-2）的铸态和变形组织均具有良好的室温和高温综合力学性能，并已步入工程化试用阶段。为了发展能在 900℃使用的 TiAl 合金，我国学者陈国良等在高铌 TiAl 合金的研究方面取得了重要进展。高铌 TiAl 合金具有高熔点和良好的抗氧化性能。该合金 800℃高温力学性能已经可以与镍基高温合金相比较，而密度仅为其一半。此开创性的研究成果已为国际广泛关注。我国学者在 TiAl 基合金原子占位、强韧化机制、蠕变机理和环境影响等多方面的实验研究和理论分析工作也都取得了重要研究成果。

2.2.6　双相 TiAl 基合金的力学性能

（1）合金性能典型数据

国外对成分为 Ti-48Al-2Cr-2Nb 的 TiAl 基合金的性能有比较全面的报道，表 10.5-29 以及图 10.5-50～图 10.5-52 列出该合金的部分力学性能数据。

具有工程应用意义的部分双相 TiAl 基合金的力学性能见表 10.5-30。

表 10.5-29　Ti-48-Al-2Cr-2Nb 合金不同显微组织的力学性能

力学性能	试验温度/℃	双态组织	全层片组织
伸长率/%	RT	3.1	0.4
	760	50.0	2.8
屈服强度/MPa	RT	480	455
	760	406	403



续表 10.5-29

力学性能	试验温度/℃	双态组织	全层片组织
断裂韧度/MPa·m$^{1/2}$	RT	14.3	28.3
	760	19.2	—
疲劳强度（10^7 周）/MPa	650	276	276
	760	172	207
蠕变速率（在 150 MPa 下）/h^{-1}	760	3.3×10^{-5}	4.0×10^{-7}
达到 0.2%应变的蠕变时间/h	760	25	800
100 h 持久断裂强度/MPa	650	480	510
	760	230	370

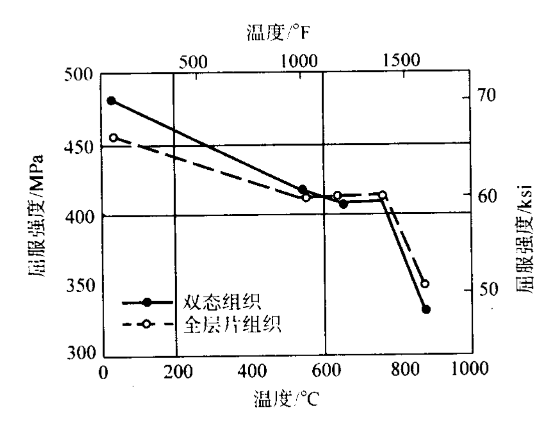


图 10.5-50 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金屈服强度随温度的变化

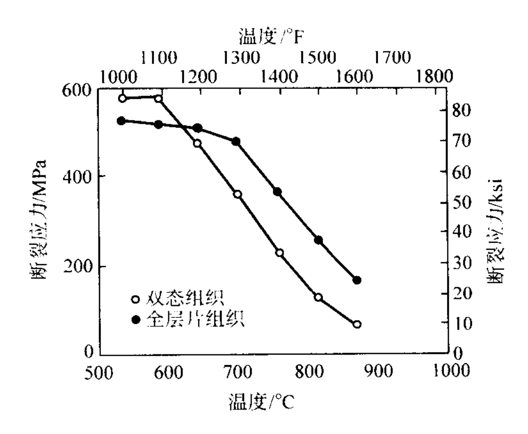


图 10.5-51 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金 100 h 持久断裂强度随温度的变化

（2）两相 TiAl 合金的蠕变

如表 10.5-30 和图 10.5-53 所示，双相 TiAl 合金依组织不同，蠕变抗力各异。全层片组织（FL）具有最佳蠕变抗力，而双态组织（DP）的抗蠕变性能最差，近层片组织（NL）的蠕变速率略高于全层片组织。双相 TiAl 合金的初始蠕变应变相对较大，故降低其初始蠕变速率至关重要。对 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的研究证实，初始蠕变变形机制与合金显微组织有关。双态组织的初始蠕变是由位错攀移所导致，而全层片组织（板条间距 > 0.5 μm 时）初始蠕变的主要机制是形变孪生。因此，细化层片间距和预变形增加位错密度均可大幅度降低初始蠕变应变。双态组织和大间距层片组织的加工硬化率低，形变孪生的加工硬化率较小，可能是导致初始蠕变应变较大的原因之一。

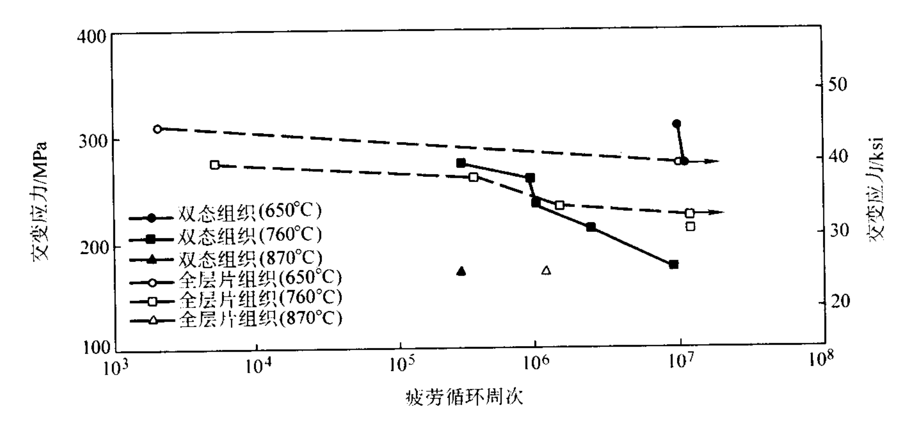


图 10.5-52 Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金载荷控制的高周疲劳 S-N 曲线

表 10.5-30 部分工程 TiAl 合金的力学性能

合金成分（摩尔分数）/%	处理和组织	温度/℃	拉伸性能 σ_b/MPa	拉伸性能 σ_s/MPa	拉伸性能 δ/%	断裂韧度 K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	蠕变或持久强度
Ti-48Al-1V-0.3C	锻造 + HIP + HT（DP）	RT	406	392	1.4	12.3	
Ti-48Al-2Cr-2Nb	铸造 + HIP + HT（DP） 挤压 + HT（DP/FL）	RT 760 RT 760	 413 430 	331 310 480/454 403/405	2.2 3.1/0.5 40/3	20～30	760℃，105 MPa 下，变形 0.5% 时间（h）800
Ti-47Al-2W-0.5Si（ABB 合金）	铸造 + HT（DP）	RT 760	520 460	425 350	1.0 2.5	22	760℃，140 MPa 下变形 0.5%时间（h）650

续表 10.5-30

合金成分（摩尔分数）/%	处理和组织	温度/℃	拉伸性能			断裂韧度	蠕变或持久强度
			σ_b/MPa	σ_s/MPa	δ/%	K_{IC}/MPa·m$^{1/2}$	
Ti-47Al-2Mn-2Nb-0.8TiB_2 (47XD)	铸造+HIP+HT (NL+TiB_2)	RT 760	482 458	402 344	1.5	15~16	
Ti-46.5Al-2Cr-3Nb-0.2W (K5)	锻造+HT (DP/RM)	RT 800	579/557 468/502	462/473 345/375	2.8/1.2 40/3.2	11/20~22	
Ti-46.5Al-2.5V-1Cr (TAC-2)	铸造+HIP (NL)	RT 800	598 593	513 464	2.3 31	21~29	$\sigma_{150h}^{800℃}$ > 200 MPa
High Nb-TiAl	锻造+HT	RT 815	856	828 632	1.06/0.7	17.1	760℃，140 MPa下变形0.1%时间（h）315.4

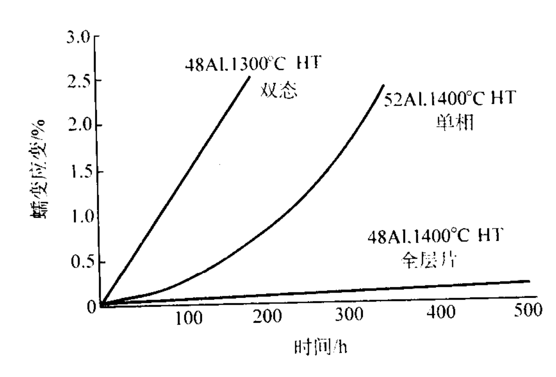


图 10.5-53 3种典型 TiAl 基合金组织在 850℃、69 MPa 应力下的蠕变曲线

TiAl 合金的全层片和近层片组织具有最低的最小蠕变速率 $\dot{\varepsilon}_{min}$。多数 TiAl 合金只存在很短的恒定最小蠕变速率阶段。双相 TiAl 合金第二阶段蠕变速率会缓慢增加。层片间距对最小蠕变速率有明显影响。细化层片间距至 0.1~0.3 μm，将会大幅度降低 TiAl 基合金的最小蠕变速率。晶粒尺寸在 70~120 μm 变化对层片组织的最小蠕变速率影响不大。但是，若在层片团界上存在有细小的 γ 晶粒，将会使蠕变速率大大增加，这是由于 γ 晶粒会在蠕变过程中发生动态再结晶。

第三阶段蠕变的标志是蠕变速率随应变的增加而增加。蠕变速率的增加通常与组织的不稳定性以及空洞或裂纹的形成和聚合有关。层片团晶粒尺寸对第三阶段蠕变速率有重要影响。粗晶全层片组织的第三阶段蠕变过程较短。这是因为粗晶的层片团间的非协调应变造成晶界或层片间裂纹，因缺乏晶界的阻碍，致使裂纹迅速扩展至临界断裂尺寸而发生快速断裂。将晶粒尺寸控制在 200 μm 以下，使变形得以均匀进行，并能形成大量二次裂纹，这样可使第三阶段的蠕变过程得以延长。影响第三阶段蠕变开始及长短的另一个重要组织因素是层片团界上的 γ 晶粒。这些细小的 γ 晶粒在蠕变过程中发生的动态再结晶不仅能促进第三阶段蠕变的提前发生，而且能增加蠕变应变。与此相反，呈锯齿状的层片团晶界的存在能阻止晶界裂纹的形成，因而有利于蠕变抗力的改善，并延长第三阶段蠕变。然而，在高温低应力条件下(950℃，59 MPa)，晶界形貌的影响会减弱，晶界附近的动态再结晶又起了决定作用，因动态再结晶可释放形变能，故降低了裂纹扩展的驱动力。

(3) TiAl 基合金的疲劳性能

TiAl 基合金的疲劳裂纹产生和扩展符合一般疲劳试验规律，但疲劳强度与屈服强度的比值变化很大，温度升高，疲劳强度下降。表 10.5-31 列出一些 TiAl 基合金的疲劳强度(FS)数据，图 10.5-54 给出 K5 合金的 *S-N* 曲线。交变载荷的交变频率增加，寿命增加，而交变应力比 *R* 值增加，寿命缩短。缺口和表面缺陷都会降低疲劳寿命。合金组织对裂纹扩展速率有明显的影响。双态组织的疲劳裂纹扩展最快，层片组织扩展最慢，铸态双相组织中因含有部分片状组织，因而居中，如图 10.5-55 所示。鉴于 TiAl 基合金疲劳裂纹扩展很快，故宜于采用疲劳裂纹门槛值（ΔK_{th}）对零部件进行设计。图 10.5-56 示出等轴 γ 晶粒的体积分数对疲劳裂纹扩展门槛值的影响。显然，等轴 γ 晶粒会明显降低疲劳裂纹扩展阻力。一种解释认为，这是由于疲劳裂纹在等轴 γ 晶粒中扩展的路径较平直，使其裂纹尖端的闭合效应和微裂纹之间的桥接作用不明显所致。

表 10.5-31 TiAl 合金在空气中的疲劳性能

合金成分（摩尔分数）	组织	温度/℃	LC[①]/Hz	σ_Y/MPa	FS[②]/MPa	FS/σ_Y
Ti-48Al-1V-0.2C	F/双态	室温	R = -1/40	480	475	0.98
		815	R = -1/40	360	250	0.69
	C/FL	RT	R = -1/40	400	325	0.8
		815	R = -1/40	350	185	0.53
Ti-48Al-2Nb-2Cr	C/双态	760	A = 0.1/60	331	290	0.88
	F/双态	650	A = 1.0/30	404	275	0.68
		760	A = 1.0/30	402	174	0.43
	E/FL	650	A = 1.0/30	410	275	0.67
		760	A = 1.0/30	408	215	0.53
Ti-47Al-2Mn-2Nb-0.8TiB2	C/NL	650	R = 0.1/60	369	340	0.86
		760	R = 0.1/60	344	340	0.99
Ti-45Al-2Mn-2Nb-0.8TiB2	C/TMT	650	R = 0.1/60	476	449	0.94
		760	R = 0.1/60	415	345	0.83
Ti-46.5Al-2Cr-3Nb-0.2W	F/双态	800	R = 0.1/25	418[③]	245	0.59
		800	R = 0.1/25	375[③]	315	0.84
	F/RFL	870	R = 0.1/25	302[③]	250	0.70

① LC—载荷条件，A = 1.0 是弯曲疲劳。
② FS—10^7 疲劳强度。
③ 应变率 $5\times10^{-2}s^{-1}$，其他均为 $10^{-3}\sim10^{-4}s^{-1}$。

(4) TiAl 基合金的抗氧化性能

TiAl 基合金一般在 750~800℃以下具有较好的抗氧化性能。图 10.5-57 为几种 TiAl 基合金在 800℃下空气中的间断式等温氧化增重曲线。可见，Ti-48Al-2Cr-2Nb 合金的抗氧化能力不如 K5 和 Alloy7，500 h 后氧化皮出现剥落现象。

TiAl 基合金抗氧化性与其氧化膜的结构有关。根据金属间化合物氧化生成热力学分析，TiO_2 和 Al_2O_3 都很稳定。在 Ti-Al 二元系中 Al 的活度很小。当 Al 含量小于 50%（摩尔分

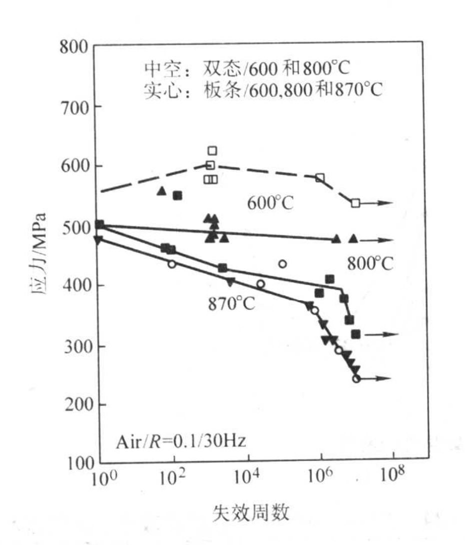


图 10.5-54　K5 合金（Ti-46.5-3Nb-2Cr-0.2W）的 *S-N* 曲线

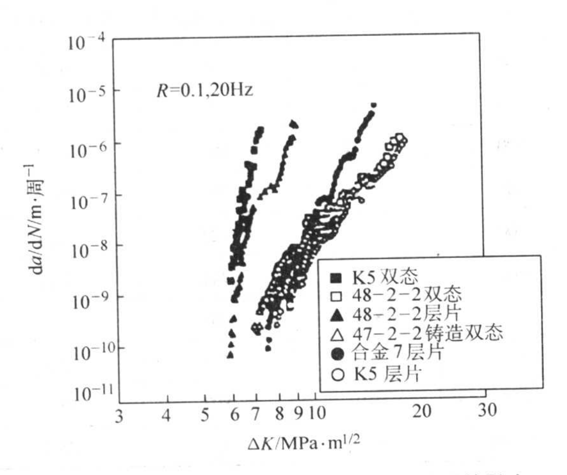


图 10.5-55　TiAl 基合金组织对疲劳裂纹扩展的影响

试验条件：23℃，大气

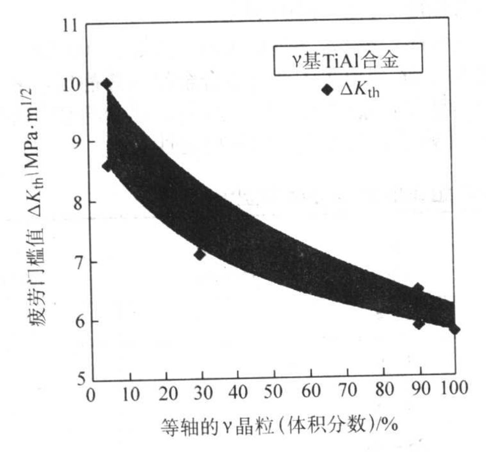


图 10.5-56　几种 γ-基 TiAl 合金不同显微组织的疲劳门槛值随等轴 γ 晶粒体积分数的变化

数）时，TiO_2 更易生成。实验结果证实，TiAl 在高温氧气中可以生成连续 Al_2O_3 膜层，但在空气中却只能生成 TiO_2 和 Al_2O_3 混合膜。此外，空气中氮对 TiAl 氧化行为有重要影响，氮明显地起加速氧化作用，如图 10.5-58 所示。有实验证明，在氧化初期 TiN 就已生成，从而形成 TiN 和 Al_2O_3 交替结构，然后，TiN 再进一步氧化成 TiO_2，最终形成 TiO_2 和 Al_2O_3 的混合膜。

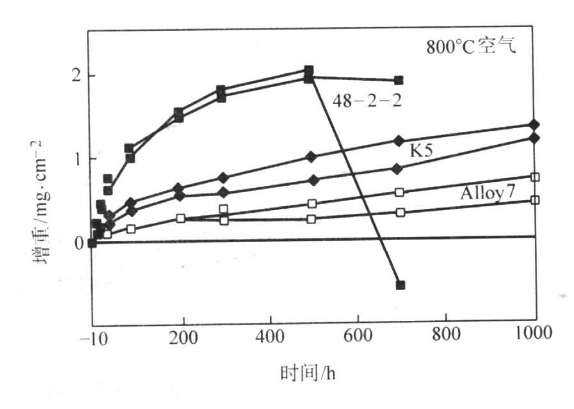


图 10.5-57　TiAl 合金（Ti-48Al-2Cr-2Nb、Ti-46.5Al-3Nb-2Cr-0.2W（K5）Ti-46Al-5Nb-1W（Alloy 7））间断式等温氧化曲线

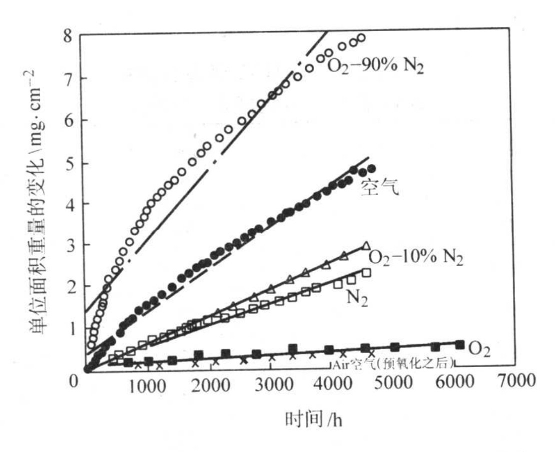


图 10.5-58　γ-TiAl 在 900℃不同气氛中的氧化增重曲线

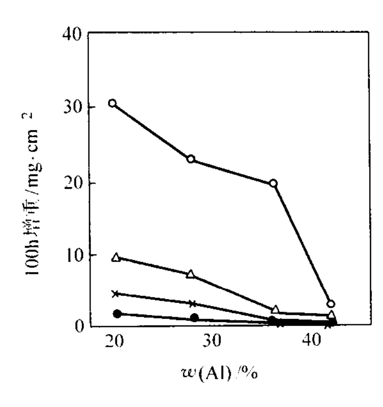
提高 TiAl 基合金抗氧化能力的关键要素是获得连续的 Al_2O_3 膜，其主要途径是合金化和进行涂层保护。加入少量合金元素，例如 Cr、Mn、Y、W 等，可以在一定程度上改善合金的抗氧化性能，但并不能生成连续的 Al_2O_3 膜。我国学者陈国良等，系统地研究了 Nb 和 Al 含量对 TiAl 基合金抗氧化性能的影响（见图 10.5-59），证明在 55%～64% Al（摩尔分数）、Ti/Nb = 2～5 的成分范围内，TiAl 基合金具有最佳的抗氧化性能，在此种情况下能形成连续的 Al_2O_3 保护层。用防护涂层提高 TiAl 基合金的抗氧化性能的有效性与涂层成分有关。已有研究表明，用 Ti-Al-Cr（> 8%～10%）涂层，可以得到连续的 Al_2O_3 保护层，但涂层对合金的力学性能特别是对合金疲劳性能的影响规律尚需深入研究。

2.2.7　我国研制的 Ti-Al-Cr-V 系 TiAl 基合金的性能特点

（1）铸造合金性能

钢铁研究总院研制成功的成分为 Ti-46.5Al-2.5V-1Cr（摩尔分数%）的 TiAl 基合金（TAC-2），与日本研制的 Ti-45Al-2Mn，美国的 Ti-48Al-2Cr-2Nb 以及德国的 Ti-45Al-1Cr-0.2Si 等双相 TiAl 基合金相比，Cr 与 V 复合合金化的 TiAl 基合金通过一系列行之有效的热机械处理调整显微组织后，具有较好的室温塑性。铸造 TAC-2 合金经热等静压获得的近层片（NL）组织，在保证高温强度的同时，其室温塑性一般能达到 2%。通过特殊设计的热机械处理和循环热处理细化组织工艺，得到晶粒尺寸小于 100 μm 的细小全层片组织（FFL），其 K_{IC} = 21 MPa，室温伸长率 δ = 3.5%，基本解决了 TiAl 基合金断裂韧性和室温塑性之间的反常关系。





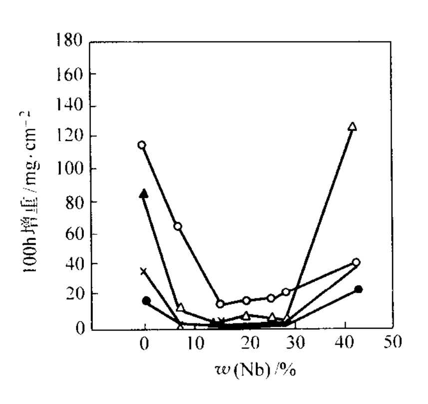


图 10.5-59　Al 和 Nb 对 TiAl 合金抗氧化性的影响

● 900℃；× 1 000℃；△ 1 100℃；○ 1 200℃

1）合金的物理性能（表 10.5-32 ~ 表 10.5-34）

密度：3.927/cm^3

熔点：1 460℃

表 10.5-32　TAC-2 铸造合金的弹性模量、切变模量、泊松比

温度 /℃	弹性模量 E /GPa	切变模量 G /GPa	泊松比
18	162.7	60.9	0.336
100	160	59.9	0.34
200	157	58.7	0.34
300	154	57.2	0.34
400	150	56.0	0.34
500	146	54.5	0.34
600	142	53.4	0.34
700	138	51.0	0.35

表 10.5-33　TAC-2 铸造合金的线胀系数

温度/℃	25 ~ 100	25 ~ 200	25 ~ 300	25 ~ 400	25 ~ 500	25 ~ 600	25 ~ 700	25 ~ 800
$a_l/10^{-6}K^{-1}$	10.5	10.8	11.2	11.8	12.0	12.2	12.4	12.5

表 10.5-34　TAC-2 铸造合金的热扩散率、比热容和热导率

温度 /℃	热扩散率 $/10^{-6}m^2·s^{-1}$	比热容 /J·(kg·K)$^{-1}$	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$
100	6.31	679	16.8
200	6.62	687	17.9
300	7.02	698	19.3
400	7.45	710	20.8
500	7.85	725	22.4
600	8.16	742	23.8
700	8.31	762	24.8
800	8.24	783	25.4
900	7.91	807	25.1
1 000	7.23	833	23.7

2）合金的力学性能　表 10.5-35 示出 TAC-2 铸造合金经热等静压获得的 NL 组织的力学性能的典型值。

持久强度：$\sigma_{150h}^{800℃} \geqslant 200$ MPa

蠕变性能：$\sigma_{0.2/300h}^{700℃} \geqslant 200$ MPa；$\sigma_{0.2/50h}^{700℃} \geqslant 300$ MPa

表 10.5-36 列出 TAC-2 铸造合金经热等静压后获得的 NL 组织的热稳定性能试验数据。可见，该合金组织经 650℃，100 h 热暴露后，具有很好的热稳定性。

表 10.5-35　TAC-2 铸造合金经热等静压后 NL 组织的力学性能典型值

温度/℃ \ 性能	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ_5 /%	ψ /%	K_{1C} /MPa·m$^{1/2}$	σ_{-1}① /MPa
20	480 ~ 570	455 ~ 515	1 ~ 2.5	3 ~ 5	21 ~ 29	412
650	550 ~ 665	385 ~ 470	3 ~ 4	3 ~ 6	—	—
800	530 ~ 595	395 ~ 465	4 ~ 32	4 ~ 8	—	260
900	440 ~ 455	325 ~ 340	10 ~ 24	25 ~ 40	—	—

①　旋转弯曲高周疲劳强度（> 10^7 周）。

表 10.5-36　TAC-2 合金（铸造合金 + 热等静压）NL 组织的热稳定性能数据

热暴露条件	室温拉伸性能				650℃拉伸性能			
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	ψ/%
未热暴露	480 ~ 570	445 ~ 515	1.3 ~ 2.5	3 ~ 5	550 ~ 650	385 ~ 470	3 ~ 6	4 ~ 8
650℃，100 h 毛坯热暴露	565 ~ 575	460 ~ 470	1 ~ 1.5	3 ~ 3.5	610 ~ 630	390 ~ 470	5 ~ 5.5	4.5 ~ 8
650℃，100 h 试样热暴露	540	465 ~ 480	1.2 ~ 2	1 ~ 1.5	580 ~ 590	425 ~ 445	3.5 ~ 4	4.5 ~ 5



应用自行设计和制造的冷坩锅真空感应磁悬浮熔炼设备和离心浇注技术，直接精铸出 TAC-2 合金的整体增压涡轮转子，车用气阀（图 10.5-60）以及具有更复杂结构的先进航空发动机用零部件，并成功地进行了地面试车。

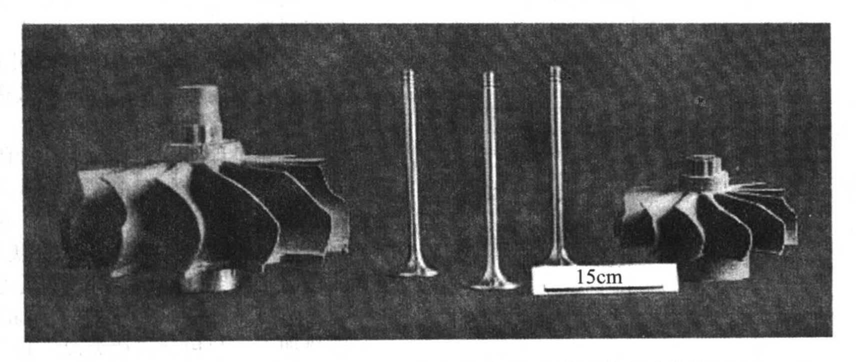


图 10.5-60　车用 TAC-2 合金精密铸造增压涡轮和气阀实物照

(2) 变形合金性能

通过热加工前的组织调控和 Ni 微合金化，使 TAC-2 合金的热加工性能和变形组织的均匀性得到了明显改善。优化后的合金命名为 TAC-2M。通过适当的包套锻造或挤压加工，已获得较大尺寸的锻饼和挤压棒材。表 10.5-37 列出锻造和挤压合金经热处理后的拉伸性能典型数据。

表 10.5-37　TAC-2M 变形合金的拉伸性能典型数据

组织状态	室温拉伸性能				800℃拉伸性能			
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ_5/%	ψ/%
DP	600 ~ 620	420 ~ 440	2 ~ 2.5	1.5 ~ 2.5	440 ~ 495	320 ~ 370	57 ~ 94	82 ~ 92
FFL	610 ~ 625	460 ~ 465	1.5	2.0 ~ 2.5	470 ~ 490	350 ~ 365	46 ~ 49	49 ~ 57
EM	620 ~ 650	525 ~ 535	2.0 ~ 3.0	4.0 ~ 7.0	400	365	131 ~ 156	99

注：DP—双态组织；FFL—细全层片组织；EM—挤压加工再结晶组织。

2.2.8　我国研制的高铌含量 TiAl 基合金性能特点

北京科技大学陈国良等研发高铌 TiAl 合金的目标是发展能在更高温度（800℃以上）使用的高性能 TiAl 合金。在大量基础研究工作的基础上，他们开发的 Ti-45Al-（8 ~ 10）Nb（摩尔分数,%）合金在 800℃以上具有更好的抗氧化性能和更高的高温强度。

大量的微观分析表明，Nb 原子在 TiAl 点阵单胞中的有序分布倾向与 Nb 含量有关。当 Nb 含量较低时，Nb 原子取代 Ti 原子的方式是随机的，Nb 原子和 Ti 原子随机占据同一个亚点阵。这时，（Ti，Nb）Al 固溶体的结构保持 $L1_0$ 结构不变。但是，随着固溶体中 Nb 量的增加，尤其是当 γ-TiAl 中的 Al 含量较高时（x（Al）> 50%），Nb 原子在 Ti 亚点阵中出现有序化分布，Nb 原子有序取代部分 Ti，便产生了一个新的三元化合物，其点阵单胞为 TiAl 单胞的 4 倍，成分范围较宽。该三元化合物典型代表为 $Ti_4Nb_3Al_9$，称之为 γ' 相，具有大小不同的各种类针状组织形态。这种由高 Nb 量诱导的原子有序化分布有利于合金高温强度的提高。高 Nb 的 TiAl 合金可以在较低的温度下处理得到较细晶粒的全层片组织，这也有利于 TiAl 合金屈服强度的提高。图 10.5-61 是不同显微组织高铌 TiAl 合金的屈服强度随温度的变化，图中列出 K5 合金的数据作为参考。

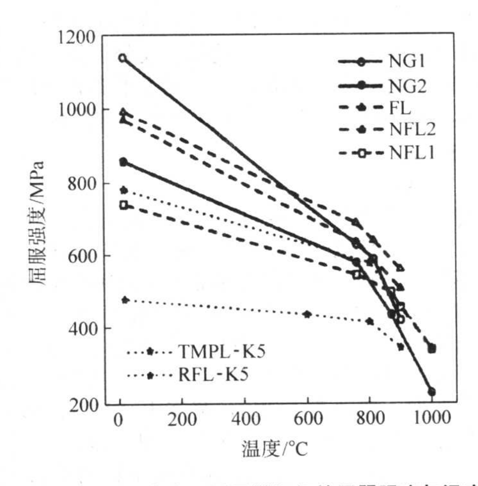


图 10.5-61　高铌 TiAl 合金不同显微组织的屈服强度与温度的关系

高铌 TiAl 合金的室温塑性和热加工性能尚待进一步改善。此外，有研究认为，高 Nb 量加入 TiAl 后，会不同程度地稳定高温 β 相。与某些 Ti 合金类似，亚稳的 B2 相在冷却过程中可能会析出细小的 ω 相，B2 相和 ω 相都是有序结构，对如何避免脆性 ω 相的形成，以及 B2→ω 相的相变及其对 TiAl 基合金性能可能产生的影响等尚需进行系统的研究。

2.2.9　TiAl 基合金的冶炼和热加工

TiAl 基合金可以通过铸造、变形和粉末冶金等方式加工成形。图 10.5-62 给出目前工程应用 TiAl 基合金的主要加工成形工艺路线。粉末冶金工艺能够使大尺寸部件和形状较为复杂的部件获得细小均匀的组织，但是，在降低工艺成本及净化粉末等方面尚需进一步改进。目前，较为广泛采用的是铸造和铸锭变形生产工艺。

(1) 合金熔铸工艺

现已有 3 种冶金熔炼方法适用于 TiAl 基合金的生产，即感应凝壳熔炼（Induction Skull Melting）、真空电弧熔炼（Vacuum Arc Melting）和等离子束熔炼（Plasma Melting）。感应凝壳熔炼主要用来生产小直径（75 ~ 125 mm）铸锭。而较大铸锭（如 ϕ350 mm）则多用后两种方法进行生产。电弧或等离子熔炼凝固过程会在大直径铸锭中造成很高的热应力，可能导致铸锭开裂。一般说来，铸态 TiAl 合金层片团晶粒粗大，且明显受冷却速度影响。例如，ϕ70 mm 的 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb

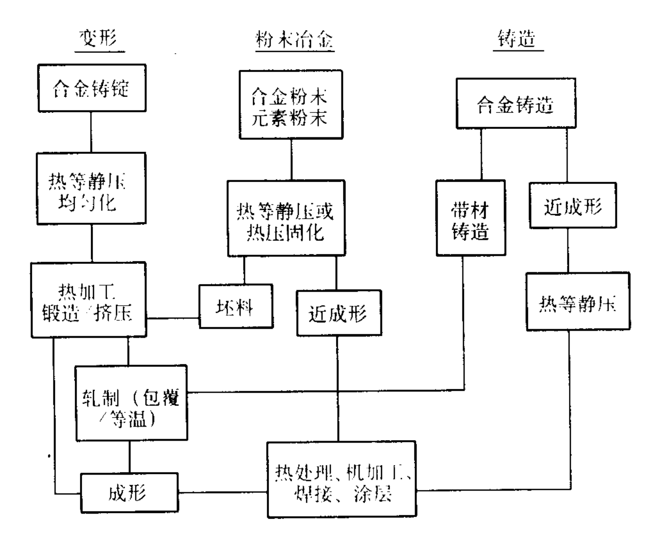


图 10.5-62 目前工程 TiAl 基合金的加工成形工艺路线

合金铸锭中层片团晶粒约 150 μm，而 ϕ200 mm 的铸锭中则为 700 μm。

铸造合金较热变形合金而言具有成本低、可直接成形等优点，所以是生产性能要求不高的 TiAl 基合金部件的非常有效的工艺方法，并已得到应用。目前多采用熔模浇注工艺。铸造后，部件一般要进行热等静压以消除铸造气孔。热处理后进行化学精磨及校正。目前已成功生产的铸造部件有飞机发动机低压叶片、车用发动机增压涡轮、汽车气阀等。此外，也有人试用真空感应熔炼和永久铸模、压力铸造等方式。

铸模材料的选择和浇注时的冷却速度是获得均匀细晶铸态组织的关键因素。此外，调整化学成分也是控制铸造合金组织的重要方法。例如添加 TiB_2 晶粒细化剂的 XD 合金、Ti-47Al-2Mn-2Nb + 0.8%（体积分数）TiB_2，其晶粒尺寸可细化至 50 ~ 150 μm。

（2）合金热变形工艺

双相 TiAl 合金铸态组织通常为粗大的层片组织。这种组织在 $\alpha+\gamma$ 两相区加工变形时呈现显著的各向异性，使高温变形不均匀，动态再结晶亦不完全。这种变形的各向异性是 TiAl 基合金热加工变形性能差的主要原因。双相 TiAl 合金在 α 相区高温（一般 > 1 300℃）下转变后的单相无序 α 晶粒的变形各向异性小，流变性能较好，可以产生均匀和较大量的热塑变形，使动态或随后的静态再结晶可因形核数量大而均匀发生，从而获得细小均匀的组织。但是，α 相区热加工的变形温度太高，采用一般的热加工设备难以实现，因而，TiAl 基合金热加工性能和热加工后组织均匀性的改善一直是其实用化研究的重要课题。

大量的研究表明，能改善热加工性的途径有两条，一条是添加微量 Ni、Mg、B 等元素，通过不同的机理来改善合金的热加工性能，另一条途径则是在热加工前，对铸态合金进行预热处理，获得各向异性较小的 TiAl 组织，例如 NG 组织，此种组织在热变形过程中，能发生均匀变形和均匀动态再结晶，热加工性优于层片组织的 $\alpha_2+\gamma$ 的双相合金，热加工工艺范围也较大。如前所述，TAC-2 合金的热加工性能和变形组织的均匀性的改善正是应用了这些途径。

目前，成功用于碎化铸造 TiAl 组织的工程化热加工方法主要有 3 种，即等温锻造、普通（包套）锻造和普通（包套）挤压。无论采用哪种方法，加工前都须将铸锭预先进行热等静压或均匀化处理。

等温锻造（Isothermal Forging）多在 $\alpha+\gamma$ 两相区（例如 1 050 ~ 1 200℃）进行，名义应变速率一般为（10^{-2} ~ 10^{-3}）s^{-1}，变形比为 4:1 ~ 6:1。该工艺条件可使铸锭有足够的塑性而不致开裂，同时，又有多于 50% 的层片组织等轴化。

包套锻造（Canned Forging）也是一种加工 TiAl 基合金铸锭的行之有效的方法。铸锭包套既可降低热耗并避免氧化，还提高了准等温变形条件。为降低锻造对锻件的过度冷却以防开裂，应变速率一般较高（$1s^{-1}$）。为使坯料和包套均匀变形，需严格设计包套的几何尺寸和隔热材料的厚度及其他变形工艺参数。由于包套锻造比等温锻造的应变速率要高，在相同的变形温度和变形量条件下，包套锻造性能要更均匀细小，而且残留的层片组织较少。美国 UES 公司已经整体包套锻造出了航空发动机压气机涡轮盘件。

包套热挤压（Canned Hot Extrusion）也被成功地用于 TiAl 合金的热加工。与包套锻造类似，必须合理地选用包套材料和尺寸、隔热材料及加工参数等才能获得致密均匀的挤压变形组织。

铸锭经锻造或挤压开坯后形成了均匀细小的 TiAl 合金组织，从而提高了合金后续再进行热加工的能力，使其最终成形工艺，例如板材轧制、超塑成形、等温精模锻（Isothermal Die Forging）等得以实施。包套热轧（Canned Hot Rolling）已被成功地用于生产面积为 400 mm × 700 mm、厚度为 0.2 ~ 2 mm 的 TiAl 合金板材。等温轧制是另一种有效的加工工艺。热轧后具有细晶组织的 TiAl 合金可用于进一步超塑成形。热轧 Ti-45.5Al-2Cr-2Nb 合金，在 T = 1 200℃，应变速率为 $10^{-3}s^{-1}$ 条件下，可获得接近于 1 000% 的伸长率。

TiAl 基合金热加工过程的失效方式主要有两种类型，即断裂控制类型和局部流变集中型，可分别导致楔形裂纹和孔洞的形成。前者是在较低温度和较高应变速率下出现，而后者是在高温低应变速率条件下产生。

（3）粉末冶金工艺

粉末冶金在金属间化合物制备领域具有广泛的应用。其与铸造方法相比的突出优点是：无疏松、缩孔等铸造缺陷；成分均匀，显微组织细小，因而具有较好的力学性能；易于添加合金元素和制备复合材料；易于实现复杂零件的近终成形。这对于金属间化合物材料尤为重要，因为大多数金属间化合物材料存在本征脆性而难于加工成形。

制粉方法基本有两种，一种是预合金化粉末制备，另一种是元素反应制备粉末，制备预合金化粉末的方法有等离子旋转电极方法和惰性气体雾化法等。

一般来说，采用预合金粉末冶金工艺制备出的 TiAl 合金的力学性能好于用元素粉末冶金工艺制备出的合金。这是因为，采用高纯 TiAl 预合金粉末，可以大大降低材料中的氧、氮含量。关于粉末冶金 TiAl 基合金制备工艺及成形技术请参阅相关文献。

目前国际上在采用高纯 TiAl 预合金粉末制备 TiAl 基合金及其部件成形方面已获得很大进展。C.T.Liu 采用包套热挤压 TiAl 预合金粉末制备出的 TiAl 基合金的室温塑性达 4% 以上。美国 USE 也已利用 TiAl 预合金粉末冶金并结合变形工艺制备出重 200 kg 的涡轮盘件锻坯。

3 Ni-Al 系金属间化合物基合金

图 10.5-63 为 Ni-Al 二元相图。在 Ni-Al 二元系中，除了 Ni 和 Al 的固溶体外，还存在 5 种稳定的二元化合物，即 Ni_3Al，NiAl，Ni_5Al_3，Al_3Ni_2 和 Al_3Ni。其中 Ni_3Al，Al_3Ni_2 和 Al_3Ni 通过包晶反应形成。Ni_5Al_3 是通过包析反应形成，而 NiAl 通过匀晶转变形成。除 NiAl 单相区存在一个较宽的成分范围 45% ~ 60% Ni（摩尔分数）外，其他化合物成分范围较窄，例如低温 Ni_3Al 相的成分范围为 73% ~ 75% Ni（摩尔分数）。大量的研究证明，在 Ni-Al 系合金中，只有 Ni_3Al 和



NiAl 基合金才有作为结构材料应用开发的潜力，其他3种因其熔点很低，无法与高温合金竞争，故在本节中只介绍 Ni_3Al 和 NiAl 基合金。

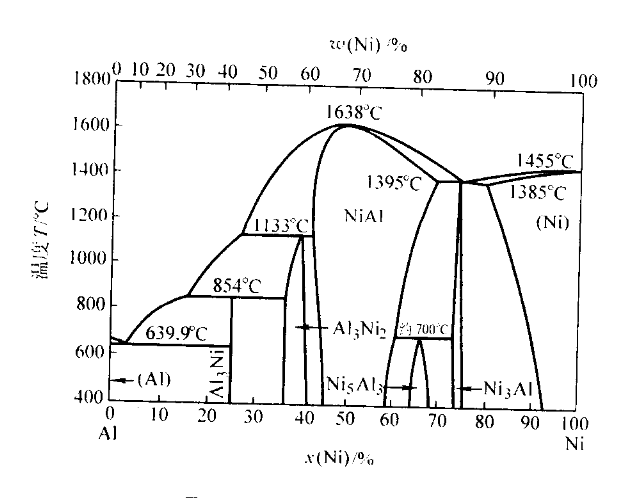


图 10.5-63　Ni-Al 二元相图

3.1　Ni_3Al 基合金

从20世纪50年代开始，金属间化合物 Ni_3Al 就作为 Ni 基高温合金的强化相（γ'相）得到广泛的研究。这种有序强化相保证了镍基高温合金的高温强度和蠕变强度。不同于传统的固溶强化合金，以有序结构 Ni_3Al 为基的合金则具有一些特殊的力学特性，特别是其反常的屈服强度-温度关系，高的形变硬化率等引起了材料研究工作者的极大兴趣。1979年日本的 Aoki 和 Izumi 发现，加入微量硼可显著提高多晶 Ni_3Al 的室温塑性并使断裂方式由沿晶断裂变为多晶断裂，这就使 Ni_3Al 克服了应用的最大障碍，从而引起人们对 Ni_3Al 基合金的显微组织和性能特征、合金化与制备工艺以及工程应用等方面的研究兴趣。经过20多年的努力，Ni_3Al 基合金作为发动机热端结构件、耐烧蚀件及耐汽蚀防护材料已得到了应用，正在成为新一类工程结构材料。

3.1.1　Ni_3Al 晶体结构

Ni_3Al 的晶体结构属于 Cu_3Au 型 $L1_2$（CP_4）面心立方有序结构。如图 10.5-64 所示，在其有序结构的每一个晶胞中包含4个原子，其中6个 Ni 原子处于面心位置，一个 Al 原子占据晶胞的8个顶角位置。这种结构也可以看成是由三个密排面按 ABCABC……顺序堆垛而成，见图 10.5-65。Ni_3Al 熔点为 1 395℃，与化学计量比无关，其有序/无序转变温度在熔点附近。

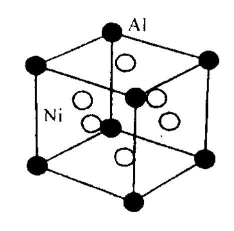


图 10.5-64　Ni_3Al 的晶体结构

从 Ni-Al 平衡相图可见，Ni_3Al 相在低温也具有一定的成分范围但比较狭窄（73%～75%Ni，摩尔分数）。Ni_3Al 的点阵常数为 0.357 nm，但加入合金元素（特别是间隙固溶元素）后，点阵常数会发生变化。

3.1.2　Ni_3Al 基合金的反常强度-温度特性

Ni_3Al 基合金塑性形变最显著的特点是其屈服强度随温

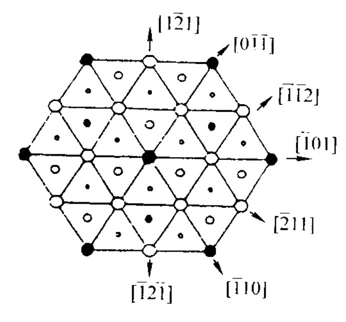


图 10.5-65　$L1_2$ 有序结构沿（111）密排堆垛方式

度升高而升高，达到峰值后随温度进一步上升而下降，如图 10.5-66 所示。许多其他 $L1_2$ 型金属间化合物例如 Ni_3Ge、Ni_3Si 和 Ni_3Ga 等也有这种特性。这种反常的屈服强度与温度特性在单晶和多晶 Ni_3Al 合金中都能观察到，但只有在应变程度大于一定的微观应变时才会出现。例如塑性变形小于 10^{-5}时，流变应力与温度的关系并不反常。实际上，屈服应变、加载速率、合金元素及单晶的位向和应力方向对合金的流变应力与温度的关系都会产生影响。对于单晶合金，流变应力峰值的大小以及所对应的峰值温度（T_p）与单晶的取向、合金化元素有关，如果是多晶合金流变应力，还与晶粒度有关。对于晶粒特别细小（例如晶粒尺寸为 2.9～9.5 μm）的合金，其流变应力则没有峰值。

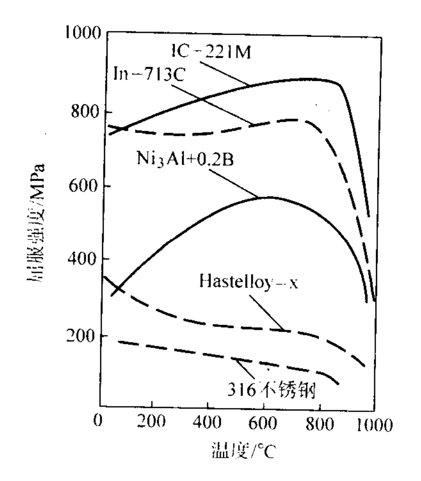


图 10.5-66　Ni_3Al 基合金、两种高温合金以及 316 不锈钢的屈服强度与温度的关系

在对此种屈服强度与温度的反常关系解释的众多模型中，被普遍接受的模型是 Keer 和 Wilsdorf 在解释有序 Cu_3Au 的反常高硬化速率时提出的交滑移模型。这一模型能成功地解释大部分 Ni_3Al 变形的特征，甚至能预知一些实验现象。他们认为当｛111｝滑移面的反相畴界能（*APB*）达到（010）面的$\sqrt{3}$倍以上时，螺位错 $\frac{1}{2}$［$\bar{1}$01］在热激活的作用下从｛111｝面交滑移到（010）面，从而处于低能状态。由于｛010｝面上的 $\frac{1}{2}$［$\bar{1}$01］螺位错为不可动位错，因而会对｛111｝面上位错的继续运动产生钉扎作用，而且此种不可动位错锁的数量随温度的升高而不断增加，从而使 Ni_3Al 的屈服强度随温度升高而升高。但是，随着温度进一步升高，滑移面逐渐从｛111｝完全转移到｛001｝面上，大量的立方体面滑移弥补了这些位错锁的作用，因此，流变应力在达到峰值后就随温度的上升而下降了。

3.1.3 Ni_3Al 基合金的环境脆性及其改善

（1）室温环境氢脆及其改善

Ni_3Al 属于面心立方结构，具有｛111｝＜110＞滑移系统，应当有足够的独立滑移系而使其产生室温塑性变形。因此，单晶的 Ni_3Al 室温塑性很高，但多晶 Ni_3Al 在室温却很脆，一般伸长率只有 2%，其脆性来源于 Ni_3Al 晶界。一些仔细的研究均未发现有晶界杂质存在，故认为 Ni_3Al 晶界属本征脆性。然而，近期的研究结果显示，外部因素——环境氢脆是 Ni_3Al 低温沿晶脆断的主要原因。因为 Ni_3Al 在氧气或真空中试验时其塑性较空气中显著提高（见表 10.5-38）。Ni_3Al 在不同气氛中拉伸，其塑性的高低依次为：O_2 ＞真空＞空气＞水汽＞H_2，由此证明了晶界脆性是由于氢脆所致。研究证实，活性原子 Al 与水汽优先在表面发生触媒反应，形成活性 H 原子并扩散进入合金导致氢脆。

表 10.5-38 环境对 Ni_3Al 室温拉伸性能的影响

$3.3\times10^{-3}s^{-1}$

成分（摩尔分数）/%	环境	伸长率 δ/%	屈服强度 σ_s/MPa	断裂强度 σ_b/MPa
Ni-24.0Al	空气	2.6	280	333
Ni-24.0Al	氧气	7.2	279	439
Ni-23.5Al	空气	2.5	193	230
Ni-23.5Al	氧气	8.2	194	351

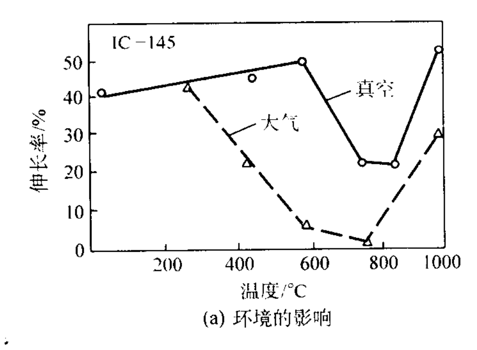
Ni_3Al 的晶界脆性还与 Al 含量有关，过当量（x（Al）≥25%）时，晶界脆性严重，故研制的 Ni_3Al 基合金的 Al 含量均为亚当量。Ni_3Al 基合金的室温晶界脆性可以通过加入高于 0.05%B 而得到克服，断裂由沿晶变为穿晶。这是因为 B 偏析于 Ni_3Al 晶界，改善了晶界结构，促进晶界附近位错运动，有利于滑移穿过晶界。有的研究表明，因为 B 和 H 占据相同的点阵位置，可以认为 B 在晶界的偏聚也就阻碍了 H 沿晶界的扩散，从而降低了 H 在 Ni_3Al 中的表观扩散系数。

（2）中温环境氧脆及其改善

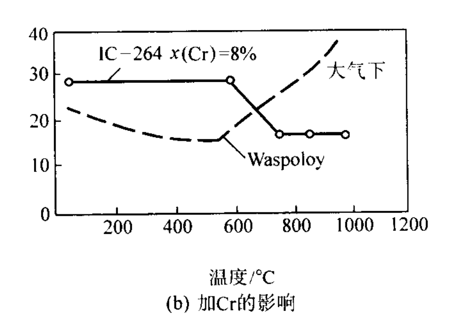
Ni3Al 拉伸性能对温度和环境都敏感。在 600～850℃的空气中存在严重的塑性低谷，在氧气中也有类似结果，而在真空中这种脆性明显减弱，故称此种现象为“氧脆”。例如对成分为 Ni-21.5Al-0.5Hf-0.1B（摩尔分数，%）的 Ni_3Al 基合金，在不同温度下分别于空气中和真空中进行拉伸试验时，当温度超过 300℃时，合金在空气中的塑性要明显低于在真空中的塑性，在 750℃左右，这种塑性恶化最为严重，如图 10.5-67a 所示。塑性的降低通常也使断裂模式由穿晶向沿晶转变，相似的脆化也在其他成分的 Ni_3Al 基合金中观察到。

研究认为这种中温脆性是由于晶界吸氧降低了结合强度。在各种固溶元素中，只有 Cr 能有效地降低中温脆性，例如在 Ni_3Al＋B 合金中加入 8%（摩尔分数）Cr 后，其塑性（伸长率）高于 20%（图 10.5-67b）。其机制可能是在晶界生成 Cr 的氧化物，使氧离子的进一步晶界扩散受阻。也有观察发现，加入（摩尔分数）8%Cr 可改善其抗氧化性能，形成的 Cr_2O_3 保护膜在 1 000℃下具有良好的防氧化作用，从而改善其中温塑性。此外，在铸造合金中 Cr 还影响晶界相的分布。

Ni_3Al 基合金的室温氢脆和中温氧脆都涉及表面反应，所以还可以通过某些表面处理方法来控制表面状态以降低气氛对其性能的影响。同时，也可通过控制合金的晶粒形状和尺寸，例如采用定向凝固工艺得到柱状晶结构，抑制裂纹沿晶界形成和扩展。例如含 B 合金从等轴晶变为柱状晶结构后，600～700℃的拉伸塑性由 0.2%上升至 33%。



(a) 环境的影响



(b) 加Cr的影响

图 10.5-67 环境和加 Cr 对 Ni_3Al 合金伸长率的影响

3.1.4 合金元素对 Ni_3Al 基合金力学性能的影响

（1）Al 含量的影响

Al 是 Ni_3Al 合金的主要组成元素，图 10.5-68 示出 Al 对 Ni_3Al 合金“R”特性曲线的影响。表明 Al 量的增加，“R”曲线上移，即 Al 量增加 Ni_3Al 的屈服强度提高。当 Al 从 23.5%（摩尔分数）增加到 26.5%时，Ni_3Al 合金的峰值强度从 250 MPa 增加到 750 MPa。图 10.5-69 显示 Al 含量对含 0.05%B（质量分数）的 Ni_3Al 合金室温拉伸性能的影响，由图可见，当 x（Al）从 24%增加到 25%时，Ni_3Al 的室温塑性从 50%下降到 6%。Al 量增加，室温塑性急剧降低，原因是 Al 量增加后，B 在晶界的偏聚减少了。B 在 Ni_3Al 晶界的偏聚量随 B 添加量的增多而增多，而在 x（Al）＝25%的合金中，B 在晶界的偏聚量则不随 B 量的增加而增多。

（2）Mn、Fe 和 Be 的影响

除 B 和 Cr 能分别有效地改善 Ni_3Al 合金的室温氢脆和中

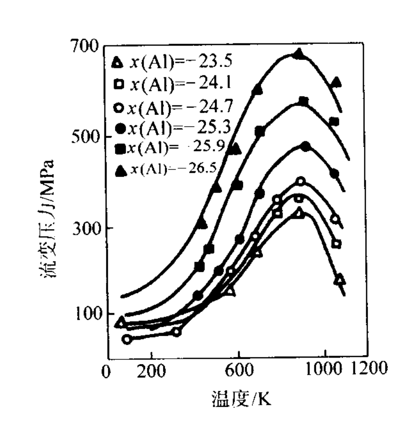


图 10.5-68 Al 对 Ni_3Al“R”特性曲线的影响

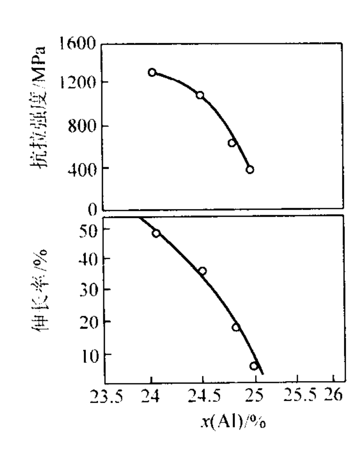


图 10.5-69　化学剂量比对 Ni_3Al 拉伸性能的影响

温氧脆外，Mn 和 Fe 元素替代 Al 后，也能改善 Ni_3Al 的拉伸塑性。当 Mn、Fe 含量达到 4%（摩尔分数）时，合金开始出现塑性，然后随 Mn、Fe 含量增多，合金屈服强度及伸长率均相应提高，Mn 最佳含量 x（Mn）为 9%，Fe 最佳含量 x（Fe）为 15%，如图 10.5-70 和图 10.5-71 所示。

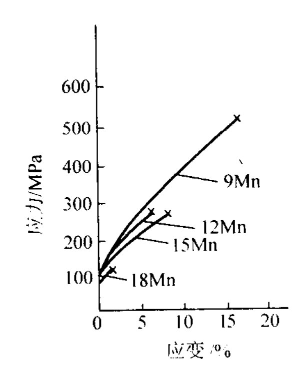


图 10.5-70　三元 Ni_3Al 合金中不同 Mn 含量的应力-应变曲线

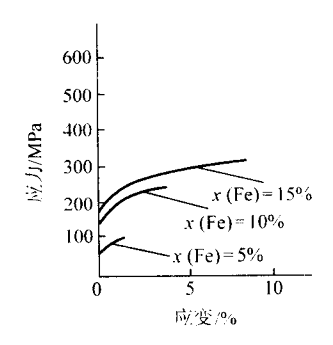


图 10.5-71　三元 Ni_3Al 合金中不同 Fe 含量的应力－应变曲线

Be 在 77～1 100 K 范围内，能强化 Ni_3Al 而提高合金的屈服强度，也能使 Ni_3Al 塑性提高，例如添加 1.0% Be（摩尔分数），可使室温伸长率提高到 5%，但 Be 改善 Ni_3Al 塑性的效果不如 B。

（3）过渡族元素 Ti、Zr、Hf、V、Nb、W、Mo 的影响

这些过渡族元素具有与 Al 相类似的电子结构，可以取代 Ni_3Al 中的 Al 元素而具有固溶强化的作用。图 10.5-72 是 77 K 和峰值温度条件下多晶 Ni_3Al 合金的屈服强度与这些元素添加量之间的关系。可见，除 Ti、V 在峰值温度下，添加量与屈服强度之间有些波动外，其他所有第三元素的添加几乎都在不同程度上提高了 Ni_3Al 合金的流变应力，其中 Hf、Zr 是强化含硼 Ni_3Al 合金最有效的元素（见图 10.5-73）。

Hf 不仅提高 B-Ni_3Al 合金的抗拉强度，也能有效地提高 B-Ni_3Al 合金的蠕变性能。表 10.5-39 数据显示，Hf 能大幅度降低含 B-Ni_3Al 合金 760℃下的蠕变速率而有效地提高其蠕变寿命。

（4）间隙元素 C、B 的影响

C 和 B 也是具有很强固溶强化作用的元素。在 $L1_2$ 结构中，C 占据体心立方间隙位置。图 10.5-74 表明 $Ni_{76}Al_{24}$ + 0.1B 合金中 C 含量对"R"特性曲线的影响。在 77～1 100 K温度范围，添加 0.07%C 和 0.15%C（摩尔分数）。在

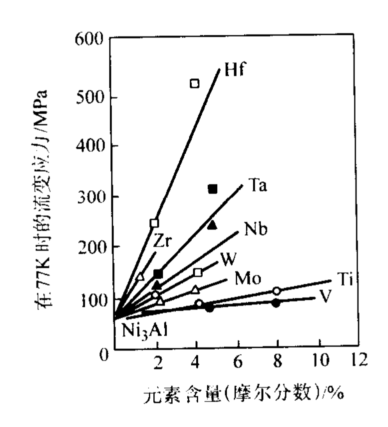


图 10.5-72　过渡族元素添加量对 Ni_3Al 合金流变应力的影响

峰值温度以下，Ni_3Al 合金的屈服强度随 C 量增加而提高；在峰值温度以上，屈服强度基本不随 C 量的增加而增加。

对系列 B 含量（摩尔分数 0%～0.2%）的研究表明，摩尔分数 0.02%～0.2% B 皆可改善富镍 Ni_3Al 合金的室温塑性，使其达到 40% 以上（图 10.5-75），并发现，0.1%（摩尔分数）B 只对富镍的 Ni_3Al 合金起韧化作用，对计量比 Ni_3Al 合金无韧化作用，而 0.2% B（摩尔分数）可使计量比 Ni_3Al 合金在室温下也得到韧化。

3.1.5　国外研制的 Ni_3Al 基合金的典型成分、性能和应用

目前世界上已开发出一系列 Ni3Al 基专利合金，其中美国橡树岭国家实验室（ORNL）对 Ni_3Al 基金属间化合物的研究最为活跃和深入。所研制的 IC 系列合金在诸多民用领域已得到较广泛的应用。表 10.5-40 列出美国 ORNL 所开发的 IC 系列合金的化学成分。其中 IC-218 和 IC396LZr 为变形合金，其他为铸造合金，另外 IC221W 和 IC221LA 为两种焊条合金，用于 IC221M 和 IC50 的铸件焊接，具有良好的工艺性能，热裂倾向小，其焊接强度可达到基体材料的 70%。

ORNL 研发的这些 IC 合金，大多数为 $\gamma'+\gamma$ 两相合金，γ 相约占 10%～15%（体积分数），IC221M 合金还含有少量的 $\gamma+Ni_5Zr_5$ 共晶相。典型的 IC 合金约有 70%（体积分数）



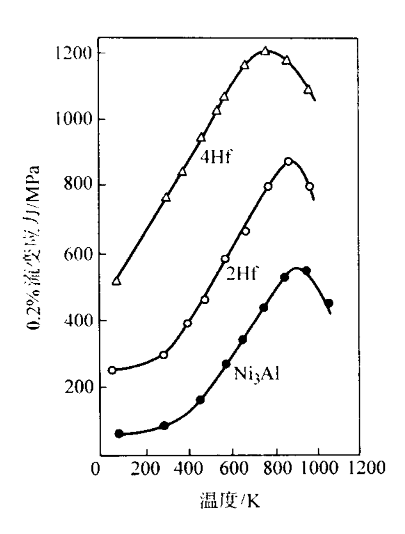


图 10.5-73　Hf 对 Ni_3Al 合金"*R*"曲线特性的影响

表 10.5-39　B-Ni_3Al 合金在 760℃下的蠕变性能

合金	稳态蠕变速率/$10^{-6}h^{-1}$	断裂寿命/h
138 MPa 应力下		
$Ni_{76}Al_{24}+0.1B$	90	350
$Ni_{76}Al_{23.5}Hf_{0.5}+0.1B$	4	> 600
276 MPa 应力下		
$Ni_{76}Al_{24}+0.1B$	500	30
$Ni_{76}Al_{23.5}Hf_{0.5}+0.1B$	90	500
$Ni_{76}Al_{23}Hf_{0.5}+0.1B$	40	> 600
$Ni_{76}Al_{22.5}Hf_{0.5}+0.1B$	20	> 600

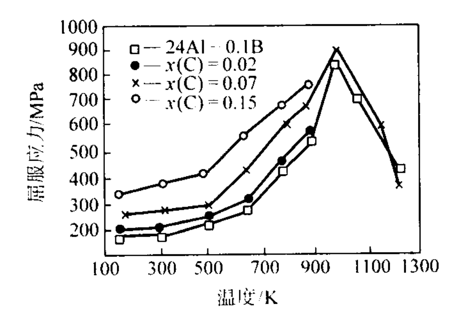


图 10.5-74　C 对 $Ni_{76}Al_{24}$-0.1B 合金屈服应力－温度关系的影响

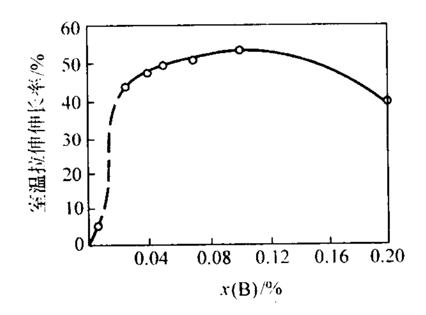


图 10.5-75　B 对 Ni-24%Al（摩尔分数）合金室温拉伸塑性的影响

γ′单相和 30%γ′+γ 两相区。在两相区中，γ′以细小颗粒分布在 γ 中，所以实质上是 γ′+（γ′+γ）构成 Ni_3Al 基合金的总体组织。

表 10.5-40　IC 系列合金化学成分（质量分数）%

合金牌号	Al	Cr	Mo	Zr	B	Ni
IC-50	11.30	—	—	0.60	0.02	Bal.
IC-396LZr	7.98	7.72	3.02	0.20	0.005	Bal
IC-396	7.98	7.72	3.02	0.85	0.005	Bal
IC-221M	8.00	7.70	1.40	1.70	0.008	Bal
IC-438	8.10	5.23	7.02	0.13	0.005	Bal
IC-221W	8.00	7.70	1.50	3.00	0.003	Bal
IC-221LA	4.50	16.0	1.20	1.50	0.03	Bal
IC-218	8.7	8.1	—	0.2	0.02	Bal

IC 系列合金中，对 IC221M 合金的研究最多，但由于受 Ni_5Zr_5 共晶体在 1 171℃时溶解所限，该合金应在 1 100℃以下使用，其主要性能见表 10.5-41。

表 10.5-41　IC221M 合金的物理与力学性能

性　能	温度/℃							
	室温	200	400	600	800	900	1 000	1 100
$\sigma_{0.2}$/MPa	555	570	590	610	680	600	400	200
σ_b/MPa	770	800	850	850	820	675	500	200
δ_5/%	14	14	17	18	5	5	7	10
100 h 持久强度/MPa	—	—	—	—	252	124	55	28
1 000 h 持久强度/MPa	—	—	—	—	172	83	36	18
10 000 h 持久强度/MPa	—	—	—	—	124	55	24	11
冲击吸收功/J	40	40	40	35	15	10	—	—
弹性模量 *E*/GPa	200	190	174	160	148	139	126	114
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	12.77	13.08	13.72	14.33	15.17	15.78	16.57	—
热导率/W·(m·K)$^{-1}$	11.9	13.9	16.7	20.3	25.2	27.5	30.2	—

由于 IC 合金具有良好的抗氧化和抗碳化性能、室温抗汽蚀性能和高温抗疲劳性能以及成本低廉等优势，已在许多工业领域得到应用。广泛用在高温加工热炉中做紧固件、炉底板、托盘、导轨和轧辊等；也用于制作锻模或锻模嵌块；耐 S、P 腐蚀环境中的机械部件以及水汽轮机上的零部件和外壳材料等。

俄罗斯航空材料研究院（ВИАМ）发展了 BKHA 系列 Ni_3Al 基合金，其密度和性能列于表 10.5-42。其中性能较好的 BKHA-4Y 合金 1 100～1 200℃范围内的高温持久强度优于镍基高温合金，1 200℃×100 h 的持久强度达 44 MPa。目前，BKHA 系列合金得到较广泛应用。BKHA-1B 合金成分（质量分数）为：Ni-8.5Al-5.5Cr-0.6Fe-3.0Ti-3.0W-3.5Mo-0.05C-0.4Si-0.3Hf，已用于制造武装直升机发动机静子叶片。BKHA-2M 合金用于苏-27 发动机导向叶片涂层材料。

表 10.5-42　BKHA 系列合金的密度和性能

合金牌号	研制年代	密度/g·cm^{-3}	σ_b/MPa	δ/%	$\sigma_{100h}^{1100℃}$/MPa	$\sigma_{100h}^{1200℃}$/MPa
BKHA-1RK	1982	7.5	680	7.5	25	10
BKHA-4（等轴晶）	1984	7.8	720	15.5	55	23



续表 10.5-42

合金牌号	研制年代	密度 /g·cm^{-3}	σ_b /MPa	δ /%	$\sigma_{100h}^{1100℃}$ /MPa	$\sigma_{100h}^{1200℃}$ /MPa
BKHA-4H（定向）	1985	7.8	800	19.0	65	25
BKHA-4Y（定向）	1988	7.9	770	30.0	95	45
BKHA-4Y（单晶）	1989	7.9	1 340	16.0	110	50
BKHA-1BC（定向）	1990	7.9	740	50.0	65	43

3.1.6　我国研制的 Ni_3Al 基合金、性能和应用

（1）定向凝固 Ni_3Al 基合金 IC6

Ni_3Al 基合金 IC6 是我国北京航空材料研究院研制的一种定向凝固铸造合金。该合金采用 Ni-Al-Mo 作为基本组成元素，为 γ′ + γ 两相合金。合金的化学成分（质量分数，%）为：Ni-（7.4 ~ 8.5）Al-（12 ~ 15）Mo-＜0.1B-C，该合金在 1 100℃ × 100 h 的持久强度高达 100 MPa。这种定向凝固 Ni_3Al 基合金已成功地制成航空发动机导向叶片，并通过了试车考核，填补了我国 30 年来一直欠缺的高性能航空发动机涡轮导向叶片材料的空白。

该合金的密度为 7.9 g/cm^3，熔点为 1315℃，比 Ni 基高温合金约高 50 ~ 70℃。该合金的典型组织如图 10.5-76 所示。按照相的分布和形态分为 A、B、C 三个区域，A 区为枝晶组织，主要是由（γ′ + γ）两相构成；B 区为枝晶干组织，是由 γ′ +（γ′ + γ）复合构成的网状组织；C 区是分布在枝晶间的 γ′ 单相块状组织。A 区组织的面积、C 区 γ′ 单相块的大小和数量与性能密切相关。严格控制合金中的 Al、B 含量和 Al/B 配比，会相应扩大 A 区面积并减少 C 区中的 γ′ 单相块的数量和尺寸，对力学性能有利。

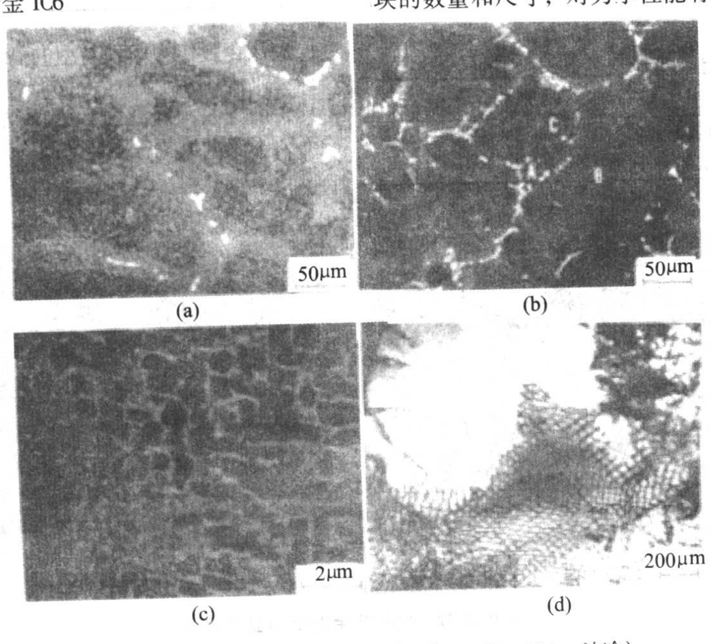


图 10.5-76　IC6 合金典型微观组织（1 260℃ × 10 h，油冷）

（a）、（b）、（c）扫描背散射电子像；（d）透射电镜照片（显示 γ/γ′ 界面的高度错配位借）

表 10.5-43 是 IC6 合金的拉伸性能数据。表 10.5-44 是 IC6 合金的高温持久性能与先进定向合金的持久性能比较。可见，IC6 合金在中温（760 ~ 900℃）和 1 000℃以上的持久强度高于国内外的先进定向凝固 Ni 基和 Ni_3Al 基合金，而在 900 ~ 1 000℃范围内与这些合金相当。另外，IC6 合金的冷热疲劳性能也明显优于定向 K403 合金。

表 10.5-43　IC6 合金的典型纵向拉伸性能

试验温度 /℃	室温	700	760	870	1 000	1 050	1 100	1 150	1 200	1 250
σ_b/MPa	1 115 1 225	1 040 1 090	1 170 1 165	1 075 1 040	705 720	585	465 500	310	178	67.7
$\sigma_{0.2}$/MPa	805 785	980 995	1 105 1 110	975 950	565 640	520	385 395	278	163	61.4
δ_5/%	14.2 15.7	8.5 8.7	6.3 4.2	11.0 10.3	28.1 25.0	28.0	44.0 32.4	52.8 （ψ）	71.9 （ψ）	17.4 （ψ）

由于 IC6 合金不含 Cr、Ta 等有利于改善抗氧化、耐腐蚀性能的元素，而且 Mo 含量很高，其高温抗氧化、抗腐蚀性能较差，当用于制造 900℃以上工作的燃气涡轮发动机热端关键部件，例如涡轮叶片或导向叶片时，IC6 合金必须涂覆保护涂层，以保护基材不受氧化和腐蚀。目前已发展了 3 种适用于 IC6 合金的包覆型 MCrAlX 高温防护涂层，即 NiCrAlYSi、NiCoCrAlY 和 NiCoCrAlYHf 涂层。

表 10.5-44　IC6 合金高温持久性能与先进合金的性能比较

试验温度 /℃	应力 /MPa	持久寿命/h			
		IC6	DSNX-188（γ 基）	PWA-1422	DZ-4
760	860 804	219.4 ＞194.0		100	100
950	255 245 220	124、122		100	100
980	206 180	161、172		100	100
1 040	140 137	107、169		100	100
1 100	100 88.3 78.5	115、188 ＞200 ＞500	30、39	— 42、44 100	— 40、42 100



(2) MX246 Ni_3Al 基合金

MX246 合金为我国钢铁研究总院研制的 Ni_3Al 基专利合金。其密度为 7.9 g/cm³，熔点为 1 320℃。该合金具有高温耐磨、抗汽蚀性好、中温塑性好、高温性能和工艺性能优良等优点。该材料在 1 100℃以下具有良好的力学性能和抗氧化性能。“九五”期间，钢铁研究总院对 MX246 合金进一步优化，获得了高温力学性能和抗氧化性能更好的 MX246A 合金。两种合金的化学成分、主要力学性能见表 10.5-45，表 10.5-46 和表 10.5-47。典型金相组织如图 10.5-77 所示。高温抗氧化行为如图 10.5-78 所示。两种合金均为 $\gamma'+\gamma$ 两相合金，γ'相含量在 85%左右。MX246 合金中的 γ 相呈球状，且无第二相析出。MX246A 合金中由于有大原子半径的 W、Mo 的加入而引起 γ 和 γ'的晶格畸变，改变了 γ 相、γ'相的点阵常数，大大提高了 γ/γ'的错配度，使该合金 γ 相的显微组织呈现片状，另外，还生成高温下稳定存在的硼化物相。这些都使得材料的高温力学性能得到大幅度提高。而 Y 和 Hf 的联合作用进一步提高了 MX246 合金的抗氧化性能（见图 10.5-78）。

表 10.5-45　两种合金的化学成分（质量分数）　%

合金	Al	Cr	Zr	B	C	Ti	W	Mo	Y	Hf	Ni
MX246	8.2	7.8	0.6	0.05	0.1	1.0	—	—	—	—	Bal
MX246-A	8.2	7.8	—	0.05	0.1	1.0	2	4	0.01	0.5	Bal

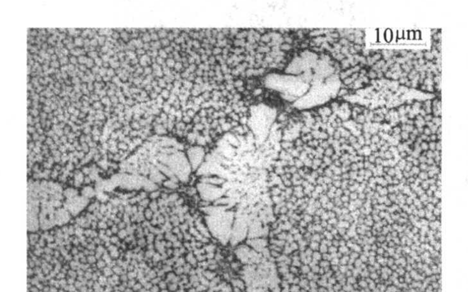
表 10.5-46　两种合金的力学性能

温度/℃	室温		600		1 100		1 200	
	MX 246	MX 246A	MX 246	MX 246A	MX 246	MX 246A	MX 246	MX 246A
σ_b/MPa	1 080	790	915	895	141	335	27	127
$\sigma_{0.2}$/MPa	555	545	630	705	—	—	—	—
δ_5/%	22	8	11	7	21	9.5	2.0	15

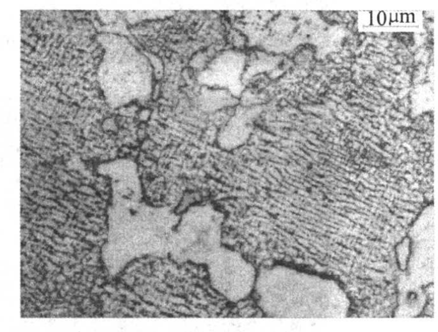
表 10.5-47　两种合金的持久性能

实验条件	MX246			MX246-A		
	时间/h	δ_5/%	ψ/%	时间/h	δ_5/%	ψ/%
800℃/490 MPa	55:55′	9	10	219:13′	11	12
1 100℃/100 MPa	0:07′	11	10	9:55′	10	8

该合金作为一种新型的高温结构材料在诸多领域已得到了工业化应用。用于制造航空发动机重要结构部件，热模具，抗烧蚀、抗汽蚀和耐磨结构件，以及室温冷变形板材等，不仅大大提高了部件的使用寿命，而且使部件的性能也得到改善。



(a) MX246



(b) MX246A

图 10.5-77　两种合金的金相显微组织

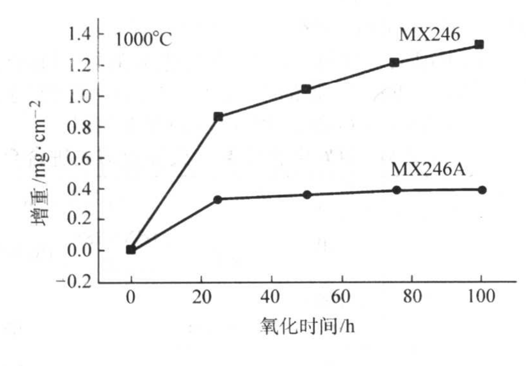


图 10.5-78　两种合金的高温氧化增重曲线

3.1.7　Ni_3Al 基合金生产工艺

(1) 熔炼工艺

Ni_3Al 基合金的熔炼制备与镍基高温合金类似，但也具有以下一些特点：

1) 铝元素和其他合金元素的熔点有较大差别；

2) Ni_3Al 在形成的过程中发生强烈的放热反应，使熔池温度有较大上升；

3) 所形成的 Ni_3Al 有较高熔点；

4) 在熔炼温度下，合金元素较活泼，易与坩埚发生反应；

5) 在大气中熔炼易氧化，而在真空中熔炼又易挥发。

通常采用的冶炼方法有：真空感应熔炼（VIM），非真空感应熔炼（AIM），真空电弧熔炼（VAM），电渣重熔（ESR），电子束熔炼（EB）等。其中 VIM 和 ESR 能提供性能优异的合金，而 AIM 工艺较经济便于商业化推广。

对 Ni_3Al 基合金进行非真空感应重熔（AIRM）是商业化



生产 Ni_3Al 基合金工件的重要工艺技术之一。非真空重熔的技术关键是减缓元素的烧损，在重熔中要选用 CaO-NaAlF6-Al_2O_3 渣系保护钢液面。熔渣在钢液面上形成均匀的渣层，将熔池与空气隔绝而减缓元素的氧化。另外，要求保护渣对钢水中上浮的各种夹杂物，特别是 Al_2O_3 夹杂具有良好的吸附作用，以避免在工件中产生 Al_2O_3 夹杂恶化工件的使用性能。另外，这种渣系还可以通过冰晶石的高温分解从熔渣中向钢液输送 Al 以补偿合金中 Al 元素的氧化烧损。

（2）铸造工艺

和典型的高铝含量的高温合金（如 K417）相比，Ni_3Al 基合金具有比较好的凝固特征。Ni_3Al 的固液相区很窄，例如 MX246 合金的液固相线的温度差为 17.7℃。这有利于合金得到致密无疏松的铸件。

Ni_3Al 基合金有比较严重的热裂纹倾向性。这类合金热裂纹可分为铸件表面急冷微裂纹和凝固过程中产生的热裂纹。急冷微裂纹多产生于大气熔铸 Ni_3Al 合金，并且主要出现在厚大铸件上。

Ni_3Al 基合金的流动性相对较差，这是由于在 Ni_3Al 合金中 Al 和 Zr 的含量比高温合金高很多。因此，在制造 Ni_3Al 基合金铸件时，要从浇温、模壳温度、浇铸速度、浇口面积等工艺因素入手，强化充型，弥补 Ni_3Al 合金充型能力的不足，以保证铸件成形。

（3）热变形工艺

在已发展的 Ni_3Al 基合金中，少数几个为变形合金。图 10.5-79 表明，IC-218LZr 合金的铸态组织可以进行热锻加工。而且可锻温度范围不受锻件尺寸影响。包套挤压能获得细晶组织（≤25 μm），挤压温度可在 1 100～1 150℃范围内。IC-218LZr 合金也可不包套进行常规加工，其最佳的工艺是：1）采用热锻工艺破碎铸态粗晶（压缩比 80%），然后宜于在 1 150～1 200℃范围内进行旋锻；2）对铸态组织首先进行均匀化处理（1 200℃保温 8 h），以改善合金的热变形性能，然后再进行加工，但必须防止工件近表面氧化，一旦出现应及时打磨。IC-396M 合金可以采用冷加工并结合 1 100℃中间退火生产出直径为 2 mm 的焊丝。

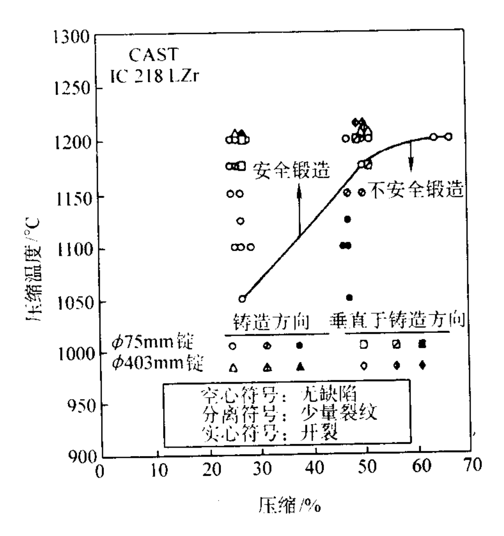


图 10.5-79 IC-218LZr 合金的热压缩曲线

3.2 NiAl 合金

NiAl 具有熔点高（1 640℃）、密度较小（5.95 g/cm³）以及良好的抗氧化性、抗热腐蚀性和极高的导热性，是一种很有潜力的航空航天用高温结构材料，但因其室温塑性和韧性很差，以及 500℃以上的高温强度不足而影响其发展和应用。尽管美国 GE 公司应用改进的 Bridgman 方法已制备出飞机发动机用 NiAl 单晶叶片试验件，并已通过试车考核，但至今还未发展出一种同时兼有足够高的高温强度和良好室温塑性的能为工业所应用的 NiAl 基合金。因此，在本节仅对 NiAl 基合金的一些特性进行简略介绍。

3.2.1 NiAl 合金的脆性及改善途径

NiAl 的生成热很低（约 72 kJ/mol），有序化温度远高于熔点，在熔点下呈有序的 B2 型晶体结构。Ni 原子占据立方单胞中心，而 Al 原子占据单胞的角顶位置。多晶 NiAl 在单向应力作用下，主要是 <100> 位错滑移，滑移面可以是 {011} 或 {001}。NiAl 的独立滑移系不足 5 个，这是塑性差的重要原因之一。从 Ni-Al 二元相图（见图 10.5-63）可以看出，B2 结构的 NiAl 相中的含 Ni 量范围为 45%～60%（摩尔分数），高温区成分更宽一些。高的有序能和低的生成热以及偏离当量成分产生的点缺陷也是造成 NiAl 脆性的重要原因。在富 Ni 的 NiAl 中，Ni 反位原子是主要缺陷，富 Al 的 NiAl 则其 Ni 亚点阵的空位是主要的缺陷。当量成分 NiAl 点阵常数 $a = 0.288\,7$ nm，对于亚当量或过当量的 NiAl 由于点缺陷的存在，其点阵常数 a 均随 Ni 量或 Al 量的增加而成线性下降。

单晶 NiAl 合金的弹性模量、屈服强度和室温拉伸塑性均表现出明显的各向异性。<111> 方向的 E 值最高（270 GPa），<001> 方向最低（95 GPa）。多晶 NiAl 合金的 E 值为 188 GPa，并与制备过程有关。单晶 NiAl 有软、硬方向之别。当力的方向沿［001］时为硬取向，沿非［001］位向为软取向。硬取向单晶 NiAl 的室温塑性为零，软取向单晶的室温拉伸伸长率也只有 1%左右。有个别报道，高纯度的 <123> 软位向的 NiAl 单晶的伸长率达到 5%～7%。多晶 NiAl 的室温塑性也几乎为零，K_{IC} 只有 4～7 MPa·m$^{1/2}$。

应用合金元素 Cr、Mn 或以严重偏离当量成分的方法来降低 NiAl 的 1/2<111> APB 能，从而促进 <111> 位错的开动，是改善其塑性的途径之一，但因溶解度的限制，而难于实现。应用微合金方法，例如添加摩尔分数为 0.1%的 Fe、Ga、Mo、Y 等元素，可以改善单晶 NiAl 的室温塑性，但均不利于多晶 NiAl的塑性。细化晶粒以减少晶内滑移距离是改善多晶 NiAl 室温以上塑性的途径之一，但存在一个所谓的临界尺寸（见图 10.5-80）。同时，细晶材料的蠕变抗力又明显下降。

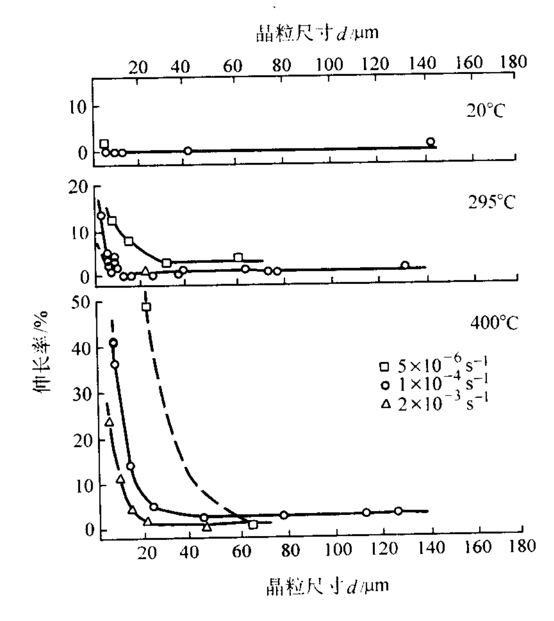
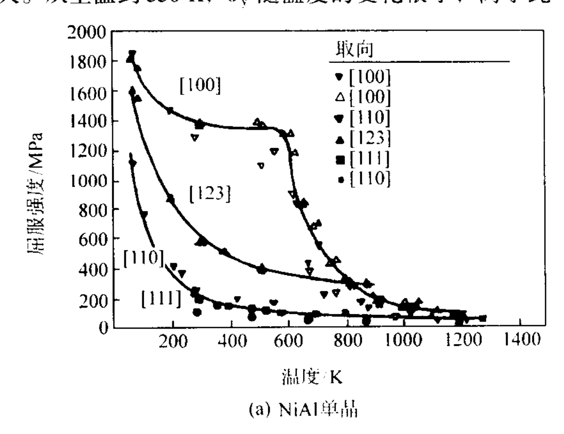


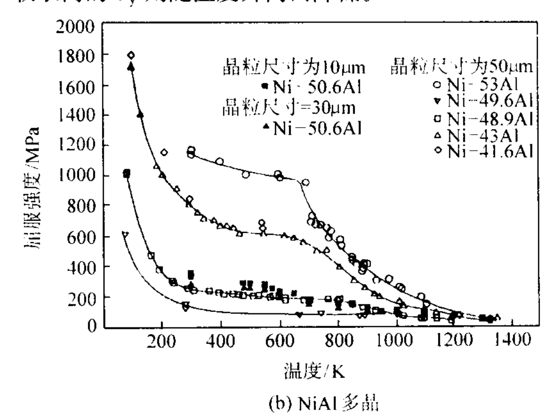
图 10.5-80 晶粒大小与 Ni-49Al 合金拉伸塑性的关系

3.2.2 NiAl合金的强度及改善途径

单晶和多晶NiAl合金的屈服强度与温度的关系曲线分别示于图10.5-81a和b。对于多晶，低于室温时，σ_y随温度变化较大。从室温到550 K，σ_y随温度的变化很小，高于此温度，σ_y随温度升高而显著下降。同时，偏离当量Al量越大，屈服强度越高。晶粒细化对提高强度的作用不明显。单晶NiAl合金的σ_y呈各向异性，硬取向的情况与多晶类似，软取向的σ_y则随温度升高而降低。



(a) NiAl单晶



(b) NiAl多晶

图10.5-81 NiAl的屈服强度与温度的关系

单晶NiAl的高温强度可以通过固溶强化和沉淀强化得到改善。加入ⅣB和ⅤB组元素，例如Ti、Hf、Zr和Ta等可进行有效固溶强化。例如，0.2%（摩尔分数）Hf加到当量NiAl中，可使<110>取向的室温σ_b由210 MPa提高到600 MPa。一些合金元素例如Cr、Mo、V等在NiAl中的溶解度极小，当加入量超过溶解度时，可形成三元金属间化合物沉淀相，例如β'-Ni_3AlX（Heusler相）和NiAlX Laves相，均可强化NiAl合金，但其脆性仍是问题。

发展多相NiAl以获得强度和塑性都较好的合金的途径还有：调整Ni含量，使合金进入NiAl（β）和Ni_3Al（γ'）两相区，例如定向凝固的Ni-30Al合金，室温δ达10%；用Fe合金化富Ni两相合金，例如Ni-30Fe-20Al、Ni-20Fe-30Al和NiAl-30Fe-0.01Y合金系列，其组织包括β-NiAl，γ'-Ni_3Al以及细小无序相质点例如α-Fe、γ-Fe等。经一次挤压后的Ni-20Al-30Fe的多晶合金的室温伸长率达8%，$\sigma_{0.2}$达850 MPa。

发展NiAl复合材料，其强度和塑性均可得到改善。NiAl复合材料分为3类，一类是TiB_2、AlN、Al_2O_3等弥散强化；另一类是长纤维Cr、W、Mo、Al_2O_3强化，第三类是复合强化的复合材料。我国学者郭建亭等采用热压放热反应合成（HPES）和熔铸法制备内生颗粒增强NiAl合金，其塑性、韧性和高温强度均明显提高（见表10.5-48）。

表10.5-48 颗粒增强NiAl基复合材料在不同工艺条件下的室温压缩性能

材　料	HPES			HPES+HIP			HPES+HT		
	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%
NiAl	632	429	4	1 050	465	10.5	906	420	10.8
NiAl-10%（体积分数）TiB_2	923	739	8.7						
NiAl-20%（体积分数）TiB_2	1 363	897	9	2 045	1 409	11.8	2 051	1 374	18.2
NiAl-30%（体积分数）TiB_2	1 479	1 121	14.3	2 010	1 452	14.8	1 486	1 171	12.2

注：HPES—合成态，HPES+HIP—热等静压处理态（1 165℃，150 MP，4 h），HPES+HT—高温退火态（1 400℃，48 h）。

总之，对NiAl合金的研究尽管已取得不少进展，但合金有限的塑性仍然是NiAl合金的主要问题。因此，在NiAl基合金的研究开发和工程应用道路上还有许多困难需要克服。

3.2.3 NiAl合金的制备及应用

虽然NiAl的熔点高、低温塑性差，但其制备加工相对容易，这缘于它具有宽的单相区、合适的熔点、单相组织结构和在韧脆转变温度（BDTT）以上的良好塑性。通过不同的加工路线，NiAl可以制成多晶、单晶和定向凝固及复合材料。加工技术包括常规的方法，例如粉末冶金（PM）、铸造+挤压、定向凝固和一些非传统的工艺方法，例如机械合金化和反应合成等。利用不同工艺方法制备的NiAl多晶的力学性能差别较大，见表10.5-49。

表10.5-49 加工方法对多晶NiAl合金室温拉伸性能的影响

Al含量（摩尔分数）%	工　艺	晶粒尺寸/μm	屈服强度/MPa	抗张强度/MPa	伸长率/%
49.4	粉末+挤压	20	—	476	0.5
50.6	粉末+挤压	5	370	405	0.8
50.6	粉末+挤压	10~33	290~350①	—	0
49.6	粉末+挤压	35	120	175	0.42
50.0	铸态	150	—	100	0
49.0	铸造+挤压	5~140	—	234~538	0



续表 10.5-49

Al 含量（摩尔分数）%	工 艺	晶粒尺寸/μm	屈服强度/MPa	抗张强度/MPa	伸长率/%
50.5	铸造 + 挤压	—	167 ~ 193	~ 220	3.5 ~ 4.8
49.4	铸造 + 挤压	11 ~ 16	—	490	0
50.3	铸造 + 挤压	11 ~ 16	245	335	2.1
50.0	铸造 + 挤压	30	154	229	2.2
50.3	铸造 + 挤压	13 ~ 270	~ 110	200 ~ 300	0.5 ~ 2.3
50.0	铸造 + 挤压	40	175	229	0.45
50.0	铸造 + 挤压	18	180	257	1.4

① 压缩屈服强度。

NiAl 合金的主要用途是制造先进航空发动机的涡轮导向叶片、涡轮叶片和燃烧室某些零件。GE 公司制造成功的 NiAl 合金单晶涡轮导向叶片只能说明低塑性金属间化合物制成复杂的涡轮发动机零件在设计上和制造工艺上是可行的。但是，NiAl 合金有限的塑性和低的损伤容限仍然是工业应用的主要障碍。

4 Fe-Al 系金属间化合物基合金

Fe-Al 系中有两种金属间化合物 Fe_3Al 和 FeAl，以 Fe_3Al 为基的合金称之为 Fe_3Al 基合金、以 FeAl 为基的合金称之为 FeAl 基合金。因其具有丰富的资源、低廉的成本、较低的密度、优异的抗氧化性以及在一些富氧腐蚀环境中的抗蚀能力而成为一类能在中温或高温腐蚀环境中使用的新型结构材料，可用其部分代替不锈钢制造加热元件、催化裂化载体、有色金属冶炼系统部件等。20 世纪 80 年代，美国学者在改善这两种合金的力学性能方面已取得成功。我国学者在该类合金的成分优化、组织控制和加工工艺方面也都开展了系统研究并取得重要进展。

图 10.5-82 为 Fe-Al 相图。Al 稳定 α-Fe，在 18% ~ 20% Al（摩尔分数）以下均为无序的含 Al 的 α-Fe 固溶体，具有铁磁性。当 Al 含量 x（Al）高于 18% ~ 20% 时，就出现有序化。Al 含量 x（Al）为 25% ~ 35% 时，室温下稳定的 Fe-Al 金属间化合物为 DO_3 有序结构，但其结构稳定的温度随成分变化，最高的 T_C 为 550℃。当量成分 Fe_3Al（25% Al）的点阵常数为0.578 0 nm。在 Al 含量 x（Al）为 36.5% ~ 50% 时，室温下稳定的二元 FeAl 金属间化合物为 B2 结构，其点阵常数随 Al 含量及热处理工艺发生变化，正化学计量比 FeAl 的点阵常数为0.290 9 nm。有关 Fe-Al 系合金的有序结构、缺陷特征和形变断裂规律等已有相当的研究，读者可参考相关文献。

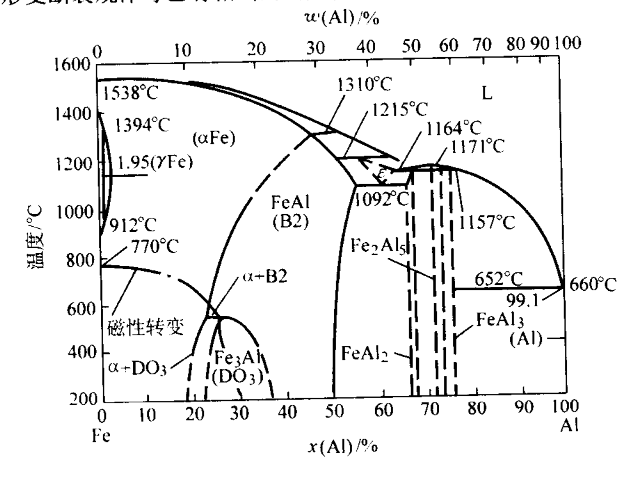


图 10.5-82 二元 Fe-Al 相图

4.1 Fe_3Al 基合金

普遍认为，空气中存在水汽引起的环境脆性是导致 Fe_3Al 和 FeAl 两种合金低的室温拉伸塑性的主要原因，即 Fe-Al 合金中的 Al 与环境中的水汽发生表面反应，生成活性原子氢，再渗入合金表面导致氢脆。DO_3 结构比 B2 结构往往有更大的环境脆性。已有研究证明，当气氛中仅含有 133 Pa 的水汽时就能导致环境氢脆的产生。如图 10.5-83 所示。空气条件下，二元 Fe_3Al 金属间化合物的室温伸长率为 3.7%，水汽氛中为 2.1%，然而在氧气和真空条件下分别达到 11.07% 和 12.4%。

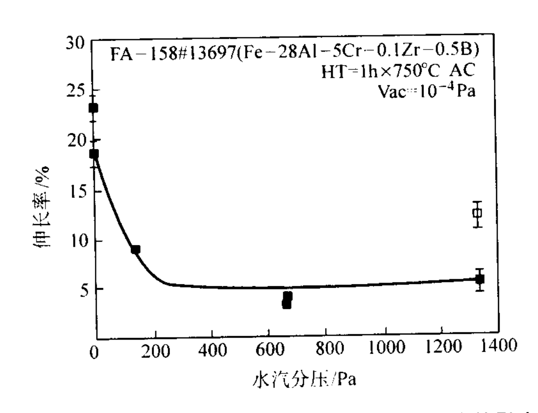


图 10.5-83 水汽分压对 Fe_3Al 基合金室温伸长率的影响

除环境脆性外，Fe_3Al 合金的室温脆性还与有序结构超位错滑移特征以及 {100} 面低的解理强度有关，对于 Al 含量 x（Al）高于 38% 的 FeAl 合金，弱的晶界强度和空位强化也是引起脆性的两个不可忽视的因素。研究发现，控制 Al 含量 x（Al）为 28% 以及 Cr、B 等元素的合金化能明显改善 Fe_3Al 合金的室温塑性。Cr 是唯一固溶软化元素，B 则抑制沿晶环境脆性。加入 5% ~ 6%（摩尔分数）的 Cr，Fe_3Al 合金的室温拉伸伸长率可达 9% ~ 10%，当温度超过 200℃ 后，其伸长率超过 20%，故 Fe_3Al 合金的基础成分一般采用 Fe-28Al-5Cr-B。此外，合金的组织对室温塑性也有较大的影响。未经再结晶的冷加工或温加工（例如 500 ~ 600℃ 温轧）晶粒组织以及无序的 B2 结构均有利于塑性。通过一种称作 B2 热机械处理工艺，获得片状拉长晶粒、B2 有序结构和合适的表面状态，可全面提高 Fe_3Al 合金的室温力学性能。加入合金元素 C、Mo、Nb、W、Zr 等，可通过固溶强化或弥散粒子强化效应进一步提高 Fe_3Al 合金的高温强度和蠕变性能。合金中加入摩尔分数为 0.1% 的 Zr 有明显细化晶粒的作用。表 10.5-50 列出几个典型的 Fe_3Al 基合金的成分和性能。



表 10.5-50 典型的 Fe_3Al 基合金成分和性能

合金成分	A 处理①			B 处理②		
	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Fe-28Al-5Cr-0.1Zr-0.05B（FA1）	312	546	7.2	480	973	16.4
Fe-28-Al-5Cr-0.5Nb-0.2C（FA129）	320	679	7.8	384	930	16.9
Fe-28Al-5Cr-0.5Nb-0.5Mo-0.1Zr0.28	379	630	5.0	589		

① A 处理—850℃ ×1 h + 500℃ ×5 ~ 7 天空冷；
② B 处理—750℃ ×1 h，油冷。

4.2 FeAl 基合金

FeAl 基合金一般 Al 含量 x（Al）为 36% ~ 40%。Al 含量太高会导致合金存在严重的晶界脆性，而当 Al 含量 x（Al)低于 38%时，有利于合金塑性的改善。合金化仍是改善FeAl合金力学性能的一个重要手段。Cr、Mn、Ti等常作为宏观合金化元素，而 B 和 Zr 等则作为微量合金化元素添加。研究发现：摩尔分数为 2%的 Mn，5%的 Cr 及1%的 B，0.1%的 Zr对改善Fe-36.5%Al合金的室温塑性有利。B 能强化晶界，Zr 能形成 Zr 的硼化物或 Zr 的碳化物，使其晶粒细化或保持纤维状的晶粒组织，B 和 Zr 复合合金化更有利于FeAl 塑性的改善。合适的热处理工艺，也有助于提高室温塑性。表 10.5-51 给出Fe-35.8Al-0.2Mo-0.05Zr-0.24B合金的拉伸性能。FeAl 具有明显环境脆性，表 10.5-52 是 FeAl 合金在室温下，于不同气氛中的拉伸试验结果。与 Fe_3Al 基合金及其他低 Al 含量的 Fe-Al 化合物相比，室温下呈 B2 结构的 FeAl 基合金更脆，高温强度也较低，作为结构材料尚缺乏竞争力。但 FeAl 合金表面在高温下形成致密的氧化层，在渗碳、硫蚀和熔融碳酸盐等环境条件下的抗蚀能力则具有明显的优势。鉴于 FeAl 基合金具有优良的电热性能和良好的高温成形性以及可以接受的蠕变、疲劳性能，美国Philip Morris研发中心已开发出厚度为0.2 mm的 FeAl 薄带。FeAl 基合金也可以在铸态下使用，铸态组织晶粒粗大，塑性差，但高温强度比变形合金高。

表 10.5-51 Fe-35.8Al-0.2Mo-0.05Zr-0.24B 合金的拉伸性能

温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%	温度/℃	σ_s/MPa	σ_b/MPa	δ/%
24	351，186	569，636	6.3，6.4	500	365	424	2
100	358，336	478，449	2.6，3.0	600	297	381	21.3
200	357	677	8.6	700	223	260	24.1
300	396	643	7.4	800	93	132	66.3
400	346	464	3.5				

表 10.5-52 不同气氛下 Fe-36.5Al（摩尔分数）合金的室温拉伸性能

气氛（压力）/Pa	伸长率 /%	屈服强度 /MPa	抗拉强度 /MPa
空气	2.2	360	412
真空（$<1\times10^{-4}$）	5.4	352	805
纯氧气（6.7×10^{-4}）	17.6	360	805
Ar + 4% H_2（6.7×10^{-4}）	6.2	379	579
水汽（67 Pa）	2.4	368	430

4.3 Fe_3Al 基和 FeAl 基合金的制备和加工特点

Fe-Al 系金属间化合物合金的制备可以用通常的熔炼方法。但采用 VIM + VAR 可以得到高质量的合金。铸态 Fe_3Al 基合金的塑性较差，只能在 650 ~ 1 100℃之间进行加工。Fe_3Al 基合金和 FeAl 基合金的焊接易出现冷裂和热裂，但已有了一些成功的工艺来解决此问题。此外，与具有 1 ~ 5 μm 细晶超塑性的传统金属材料不同的是，Fe-Al 金属间化合物合金具备超塑性的组织特征是大尺寸晶粒，Fe_3Al 基合金为 60 ~ 100 μm，FeAl 基合金为 500 ~ 600 μm。这种大晶粒超塑性行为，意味着对该类合金进行成形加工勿需进行复杂的晶粒细化处理。

5 其他系金属间化合物基合金简介

Ti-Al、Ni-Al 和 Fe-Al 系等金属间化合物材料的使用温度与目前广泛使用的 Ni 基高温合金相比并无明显提高，不能适应航空、航天等高技术产业的发展对更高使用温度新型结构材料的需求，近 10 多年来，对具有更高熔点能在 1 200℃以上甚至在 1 600℃高温下应用的其他金属间化合物材料的研究便成为了新的热点。其中，对难熔硅化物，尤以 $MoSi_2$ 的研究为最多，并已取得很大进展。对 A_5B_3 型硅化物，例如 Ti_5Si_3、Nb_5Si_3、Mo_5Si_3 等的研究也比较多，Mo_5Si_3 更受重视。近年来，人们对以 Nb_3Al 和 Laves 相为基的结构材料的研究也表现出极大兴趣，但对那些以难熔金属（例如 W、Mo、Ta、Nb、Zr、Re 等）与其本身以外的任何一种或几种金属形成的二元或多元的难熔金属间化合物的研究尚少。本节将简介以 $MoSi_2$、Mo_5Si_3 以及 Nb_3Al 和 Laves 相为基结构材料的研究概况。

5.1 $MoSi_2$ 金属间化合物合金

$MoSi_2$ 在 1 900℃以下为稳定的 $C11_b$ 型四方晶体结构，1 900℃到熔点为 C40 型六方晶体结构。$MoSi_2$ 具有很高的熔点（2 030℃），高的使用温度（> 1 600℃），优异的高温抗氧化性能（1 000℃），良好的导热性和导电性，高的热稳定性，较好的强度和适中的密度（6.24 g/cm³），韧脆转变温度在 1 000℃左右，同许多潜在的陶瓷增强剂，例如 SiC、ZrO_2、Al_2O_3、TiB_2、TiC 等在热力学上相容，并有可能与其他高熔点的硅化物，例如 WSi_2、$NbSi_2$、Mo_5Si_3、Ti_5Si_3 等进行合金化，提高其性能。所以 $MoSi_2$ 被认为是继 Ni 基高温合金之后出现的一类极具竞争力的新型高温结构材料，但它的室温脆性则是作为结构材料应用的主要障碍。此外，还须解决$MoSi_2$在1 200℃以上蠕变性能下降、500℃左右出现毁坏性氧化(pest)以及因线胀系数大而导致的抗热冲击性能差等问题。大量研究发现，添加适量的 C 后，C 与晶界 Si 相形成β-SiC和Mo_5Si_3C，减少晶界的 Si 相，避免了在晶界上形成脆性的 SiO_2 层，从而可使 $MoSi_2$ 的韧性和硬度都大大提高。通过 Fe 和 Re 合金化和控制晶粒尺寸和缺陷可使有害的问题得到解决。采用长纤维的软相或硬相与 $MoSi_2$ 组成复合材料对其室温塑性和韧性的改善作用明显。常用的软相是 Nb 或 Ta，但由于 Nb、Ta 在高温下与 $MoSi_2$ 发生相界反应，会形成脆性金属间化合物$(Mo,Nb)_5Si_3$，使$MoSi_2$在高温下的组织不稳定，故 Nb 纤维必须要用保护涂层（例如Al_2O_3、ZrO_2涂层等）。图 10.5-84 示出长纤维 Nb + $MoSi_2$ 及 Nb + $MoSi_2$ + 10% $MoGe_2$合金的抗弯强度 – 挠度曲线。由此可见，长纤维 Nb 金属确实提高了$MoSi_2$的塑性，若同时加入$MoGe_2$和 40%（体积分数）Nb，则能更显著提高$MoSi_2$的强度和塑性。$MoSi_2$的强韧性还可通过加入SiC、ZrO_2和TiB_2等得到改善。脆性相



的韧化作用一般来自断裂过程中的裂纹扩展的弯折和分叉作用、然而ZrO_2的韧化作用则来源于相变诱导韧化作用（正交ZrO_2与单斜ZrO_2相变）。此外，短 SiC 纤维的加入对$MoSi_2$的蠕变性能也有明显的改善。

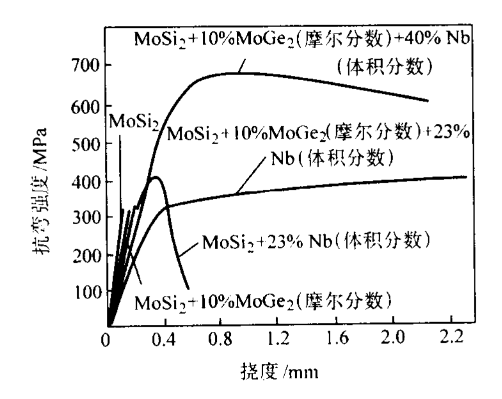


图 10.5-84　含 Nb 长纤维 $MoSi_2$ 复合材料变形与温度的关系

5.2　Mo_5Si_3 金属间化合物合金

Mo_5Si_3 的熔点高（2 160℃），密度为 8.24 g/cm^3，具有 D8 m 结构，弹性模量高，硬度高。同其他 A_5B_3 型硅化物（例如 Ti_5Si_3，Nb_5Si_3 等）一样具有较明显的成分范围，故可通过合金化，用韧性第二相原位复合途径来进行韧化 Mo_5Si_3。例如，Ti-Ti_5Si_3 原位复合合金定向共晶组织的室温至 700℃的断裂韧性 K_{IC}，从单相的 2～3 MPa·m$^{1/2}$ 增加到 11～25 MPa·m$^{1/2}$。此外，对 Mo_5Si_3 添加少量 B 元素（<2%（质量分数））得到的 B-Mo_5Si_3 复合合金，不仅在 800～1 450℃范围内具有与 $MoSi_2$ 相当的抗氧化性，而且比 $MoSi_2$ 基复合材料有更高的蠕变抗力。同时，它比用外加第二相增强的硅化物更经济。Mo_5Si_3 对许多合金元素（例如 Cr、Co、Zr、Hf 等）都有一定的溶解度，使通过原子置换来调整晶体结构的对称性及原子间键合的方向性成为可能。

近年来，人们不仅重视二元、三元系硅化物合金的研究，对四元及其以上的合金系也很有兴趣。合成 $(Ti, Nb)_5(Si, Al)_3$ 复合硅化物的 Ti-Al-Si-Nb 合金系则是其中一例。特别是利用 Zr_5Si_3 和 Ti_5Si_3 两种化合物晶体结构相似性的信息设计和生产轻质超高温三元结构硅化物 $Zr_3Ti_2Si_3$ 的研究更是引人注目。

5.3　Nb_3Al 金属间化合物合金

作为耐热结构材料，Nb_3Al 拟被单独或复合应用于 1 150～1 500℃的高温承载场合，是研究最广泛的含 Nb 化合物结构材料。Nb_3Al 室温平衡态单相区成分（摩尔分数）范围是 20.6%～23%Al。化学计量 Nb-25%Al 经 1 600℃热处理后室温下为（Nb_3Al + Nb_2Al）两相状态。Nb_3Al 是强有序化合物，有序态一直保持到 1 960℃，为 A15 结构，其密度为 7.29 g/cm^3，室温下极脆。主要方向是发展富 Nb 的 Nb_3Al 合金，组织为 Nb 固溶体和 Nb_3Al 两相，其塑性和韧性较好。而富 Al 的 Nb_3Al 合金的高温强度高。合金化元素 Ti、V、Cr、Zr、Mo、Ta、Co等优先替代 Nb 位，Si、Ge、Ru、Sb、Sn等优先替代 Al 位。较好的合金有Nb-18Al-31Mo。另一个合金化方向是发展含摩尔分数为25%～33%Al的Nb_3Al + Nb_2Al两相合金，这是由于Nb_2Al在1 200℃的蠕变强度好于Nb_3Al。尽管合金化潜力大，但都还不能解决Nb_3Al基合金的抗氧化性能不足的问题，从而大大降低了它作为高温结构材料应用的可能性。

5.4　Laves 相金属间化合物基合金

Laves 相的分子式为 AB_2 型，A 为大原子，B 为小原子，它有 3 种典型的结构，即 $MgCu_2$（C15 立方结构）、$MgZn_2$（C14 六方结构）和$MgNi_2$（C16 六方结构），属复杂结构的金属间化合物中的拓扑密排相（TCP）结构。这 3 种结构只是堆垛次序不同，其能量差别较小。在对 Laves 相的开发中，MCr_2（M = Ti、Zr、Nb、Ta、Hf）的研究较多，例如 $NbCr_2$、$TaCr_2$，其他合金系例如HfV_2、$NbCo_2$等也有一些研究。Laves 相的变形行为十分复杂，其力学性能的特点是强度高脆性大，但弹性模量的各向异性较小，这些均与 Laves 相的电子结构和晶体结构的特点相关。Laves 相的脆性属本征脆性，即使单晶 Laves 相也很脆，其韧脆转变温度较高（约为熔点的 2/3）。图 10.5-85 示出 Laves 相的弯曲变形与温度关系。鉴于在许多含 Laves 相的合金相图上存在固溶体/Laves 相共晶反应，这是发展 Laves 相的主要方向。为改善抗氧化性，用 Al 合金化 Laves 相引起重视。除 Al 外，有的也用 Si 或 Fe 进行合金化。例如TaNiAl、NbNiAl、MoCoSi等。目前对M-MCr_2二元系、Nb-$NbCo_2$系、V-HfV_2系的合金，也在开展一些探索性研究。

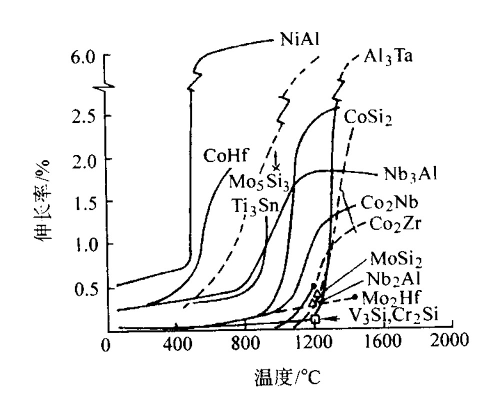


图 10.5-85　Laves 相和其他相的弯曲应力应变图

编写：李世琼（钢铁研究总院）



第6章　发散冷却高温结构材料

1　发散冷却高温结构材料的研究背景

现代航空和航天发动机技术的发展，要求发动机材料能够承受越来越高的温度，以满足先进推进系统不断提高推力和比冲的需要。传统的镍基和钴基高温合金最高的使用温度为1 000～1 050℃，弥散强化高温合金只能使用到1 200℃。尽管金属间化合物和高温结构陶瓷作为新型的高温结构材料已被引起极大的重视，但是成为更高温度下使用的工程材料，还为期甚远。在传热学发展的基础上，航空和航天发动机设计和制造技术的进步，使热端零部件采用了对流冷却、气膜冷却、发散冷却等先进的冷却技术，大大提高了传统金属材料的使用温度。

发散冷却高温材料是用传统金属制造的多孔材料，由于采用了先进的发散冷却技术，避开了依靠元素合金化和调整组织结构来提高高温合金性能的难题，巧妙地把传统金属材料仿造出模仿人类汗毛孔的金属皮肤，把它穿在发动机热结构的表面，用于调节结构件的温度。运用了发散冷却技术的结果，多孔发散冷却材料能够在一般的高温材料难以承受的温度条件下工作。作为一种极端温度条件下的防热结构材料，它备受青睐，已在航天运载火箭发动机上得到成功应用。

由于液氢是一种可获得高比冲的燃料，液氢-液氧火箭发动机已成为发射高轨道飞行器的主要运载动力。在美国液氢－液氧发动机研制中，由于发动机中的工作条件十分恶劣，喷注器面板被列为液氢－液氧发动机的七大关键技术之一。面板上安装有许许多多氢氧喷嘴，氢和氧不断地从喷嘴喷射进燃烧室进行混合燃烧，面板一侧的燃气温度可达3 200℃，冷面一侧的氢介质温度为－150℃。可用于这样高温条件下的面板材料，仅仅依靠金属材料的合金化来解决是不可能的。采用了多孔发散冷却材料这种新型防热结构材料，十分有效地解决了这个结构防热的难题。

2　发散冷却与发散冷却材料

发散冷却是一种先进的冷却技术，它是迫使气态或液态的冷却介质通过多孔材料使之在材料表面建立起一层连续、稳定和隔热良好的气体附面层，将材料与热流隔开，起到卓越的冷却效果。以液氢为冷却介质的发散冷却过程主要由两部分组成。1）冷却介质氢流过多孔材料后在高温燃气和材料之间形成一层处于动态平衡的低温边界层。它一方面与高温燃气进行热交换，温度不断地升高，并不断进入到高温燃气中；另一方面，后面的冷却介质氢又不断进入边界层，补充已消耗的氢，使边界层中气体的温度始终处于一个稳定的较低的水平上，使高温燃气传给面板的热流大大减少。2）热流和冷却介质氢在多孔材料内部进行热交换。在这个过程中材料吸收了外部的热量被加热，与此同时热量又源源不断地被通过材料小孔的氢气带走，在达到稳定热状态时，传递到多孔材料中的热量同冷却介质对流换热所带走的热量是相等的。发散冷却材料的表面温度取决于上述两部分热交换的结果。其中起主要作用的是附面层的影响，它挡回的热量占总热量的60%～70%。

发散冷却对材料的要求：①必须有一定的渗透能力。渗透量可控制在一个合理的狭窄范围内，既能保证附面层的建立，又能降低冷却剂氢占燃料氢的比例，以达到理想的冷却效果和提高发动机的燃烧效率和比冲。②必须有良好的渗透均匀性，以达到在材料表面建立起一层完全连续的厚度均匀的附面层。③应有良好的抗氧化性能，必须防止由于氧化导致气流流动受阻。④由于多孔发散冷却材料是作为防热结构材料使用的，除了要求一定的气动性能外，必须具有一定的强度和刚度。⑤多孔发散冷却材料一般都是经过烧结而结合成一体的材料，要求有很好的烧结质量，具有较高的横向（层间）强度。⑥由于制造工艺和部件结构的需要，对材料的尺寸公差、厚度、平面度和表观质量等都有较高的要求。

3　丝网多孔发散冷却材料

丝网多孔发散冷却材料是用多层金属丝网经轧制和真空烧结制成的多孔金属板材。材料具有良好的渗透性，可以控制材料的厚度得到合适的透气量。由于丝网网孔的分布是十分均匀的，因而丝网多孔发散冷却材料的渗透性和渗透均匀性非常好，这是用其他方法制造的多孔材料所不能达到的。

丝网多孔发散冷却材料的材质，美国选用347不锈钢，我国选用GH30合金，通过试验表明，GH30丝网多孔发散冷却材料有较高的室温和高温强度，有较好的烧结性能，有较好的抗氧化性能。由于GH30丝网多孔发散冷却面板允许使用的工作温度比不锈钢高，因此可以减少发动机中用于发散冷却的氢气量，提高了发动机的比冲。这样的选材设计既充分发挥了合金材料的潜力，也使发散冷却技术在应用上更加合理。

丝网多孔发散冷却材料的轧制是控制渗透性和渗透均匀性的一道关键工序。轧制的主要目的是调节材料的孔隙度，使之满足渗透性的要求，同时达到设计确定的厚度尺寸。丝网多孔材料的轧制变形与致密材料的变形显然不同，它的变形是由金属变形和孔洞变形引起的。当受到外加载荷后，金属丝的应力应变状态，与加力方式、孔洞的形状及大小有关，其变形也符合致密材料塑性变形的一般规律；而孔洞的变形是通过金属丝的塑性变形而产生的，它是由形状变形和体积变化两部分引起的。由于多孔材料的这种变形特点，只要对丝网多孔材料准确地施以一定的变形量，就可以使材料得到所需要的孔隙度。材料的渗透性与它的孔隙度有直接的关系。叠层轧制的精度要求很高，轧制厚度偏差小于±0.02 mm，同板差小于±0.01 mm。经过严格控制的轧制和现场流阻压降测试，丝网多孔发散冷却材料的渗透量合格率可达75%以上。

丝网多孔发散冷却材料是采用真空扩散烧结将多层金属丝网连接成一个整体的，金属丝网的叠轧使连接表面紧密贴合，而真空烧结过程为材料的扩散连接提供了所需要的能量条件。根据扩散动力学的描述，连接界面有较大的浓度梯度、较高的烧结温度、较长的扩散连接时间对扩散过程的进行是有利的。材料的烧结强度随着烧结温度的提高和保温时间的延长而提高，但也同时伴随着产生晶粒的长大和与隔层材料的黏结现象。烧结温度一般取为材料熔点的90%～95%。

以阻焊剂为隔离层的烧结工艺，材料在炉内的均热过程主要依靠由表及里的传导传热，所采用的阻焊剂一般热导率较低，加热过程中材料的温度滞后效应大。在真空烧结工艺中，充分利用真空加热的辐射传热机制，使材料能够随炉均匀地升温，容易较快地达到热量的平衡，料温与炉温的滞后效应小，加热效率明显提高，达到同样的烧结效果需要加热的温度低、时间短。工艺试验表明：材料获得同样的横向层





间抗张强度，后者可以将烧结温度降低 80℃，保温时间减少 2 h。材料的晶粒度明显细小，并彻底解决了面板表面的黏结问题，提高了材料的表面质量。真空表面活化烧结和热压烧结是提高丝网多孔发散冷却材料强度和细化晶粒组织的有效途径。采用离子镀和化学镀的方法使丝网表面活化，与基体合金元素形成浓度梯度，选择了含硼或含磷的镍基合金，以降低表面活化层的熔点，在烧结过程中利用镀层的微熔，提高丝网复合表面的浸润性，有利于界面原子的迁移和扩散，产生液相界面扩散焊的效果。试验表明：真空活化烧结比通常烧结工艺低 80℃的烧结温度下材料的性能仍有大幅度的提高，其中以镀 Ni-B5%（质量分数）和 Ni-P2.7%（质量分数）最优，横向层间抗张强度相应地提高了 47%和 52%，由于烧结温度低，晶粒度也明显减小。热压烧结是在真空或氩气气氛保护下将丝网多孔发散冷却材料的变形与扩散烧结同步进行，由于热压烧结使得被连接表面紧密贴合，扩散烧结时所需的能量大大减少，试验证明：对尺寸为 140 mm×140 mm 的试样，在1 050℃、1 000 kN（100 tf）下热变形后，继以在 1 050℃、200 kN（20 tf）下热压 15 min，材料的横向层间抗张强度可以达到以同样压下量用通常的烧结工艺制备的丝网多孔材料的性能，由于它是在低于材料的再结晶温度以下进行烧结的，避免了烧结过程中晶粒的长大，可以获得具有细晶的丝网多孔发散冷却材料。

4　丝网多孔发散冷却材料的基本性能

丝网多孔发散冷却材料的主要力学、物理和渗透性能见表 10.6-1 ~ 表 10.6-3。

表 10.6-1　丝网多孔发散冷却材料的力学性能

丝网发散冷却材料	横向层间抗张强度 /MPa	纵向抗张强度/MPa			冲击吸收功/J	
		室温	400℃	-120℃	室温	-196℃
SW101	175 ~ 225	292 ~ 312	265 ~ 274	382 ~ 397[①]	30.2 ~ 32.0	32.7 ~ 34.0
SW201	384 ~ 415	330 ~ 392	280 ~ 353	395 ~ 455	28.0 ~ 36.7	27.0 ~ 34.7

① -150℃的测试数据。

表 10.6-2　丝网多孔发散冷却面板的主要物理性能

丝网发散冷却材料	孔径/μm			比表面 $/10^{-5}m^2\cdot kg^{-1}$	线胀系数 $/10^{-6}K^{-1}$	热导率 $/W\cdot(m\cdot K)^{-1}$
	r	r_{max}	r_{min}			
SW101	12.0 ~ 13.5	18.0 ~ 21.3	8.0 ~ 10.4	2.3 ~ 3.6	12.4（12 ~ 100℃）	9.21（14℃）
SW201	9.2 ~ 12.0	17.7 ~ 20.0	7.0 ~ 8.0	3.7 ~ 6.2	12.97（20 ~ 100℃）	10.8 ~ 11.6（20℃）

表 10.6-3　丝网多孔发散冷却面板的渗透性

丝网发散冷却材料	氢透气量[①] W $/g\cdot(cm^2\cdot s)^{-1}$	渗透量偏差范围 R $/g\cdot(cm^2\cdot s)^{-1}$	相对渗透量偏差 F /%	渗透量均方根偏差 S $/g\cdot(cm^2\cdot s)^{-1}$
SW101	0.132 ~ 0.165	0.01 ~ 0.04	10 ~ 30	0.004 ~ 0.016
SW201	0.08 ~ 0.11	0.01 ~ 0.04	10 ~ 50	0.001 ~ 0.010

① 闭式多点透气量测试结果的平均值。

5　丝网多孔发散冷却材料的应用

丝网多孔发散冷却面板是液氢－液氧发动机的关键零件。由于采用了丝网多孔发散冷却材料，使用以氢为冷却介质的发散冷却，大大降低了面板两面的温差，避免了面板的烧蚀与变形。美国从 20 世纪 60 年代开始研制的 RL-10 液氢－液氧发动机直到航天飞机主发动机都采用丝网多孔发散冷却材料制作面板。我国研制的 CZ-3 运载火箭××－73 液氢－液氧发动机和 CZ-3A 运载火箭××-75 液氢-液氧发动机的喷注器面板也都采用了这种材料。经测试证明：当燃烧室温度在3 500℃时，××－73 液氢－液氧发动机面板的热面温度仅为 80 ~ 200℃。

1984 年 4 月 8 日 CZ-3 运载火箭成功发射的我国第一颗试验通讯卫星和 1994 年 11 月 30 日 CZ-3A 运载火箭发射的东方红三号广播通信卫星都使用了丝网多孔发散冷却面板。其后所有使用 CZ-3 和 CZ-3A 运载火箭发射的各种不同卫星中，丝网多孔发散冷却面板都发挥了重要作用。

编写：王燚（钢铁研究总院）

第 7 章　民用高温合金

1　概述

高温合金因其具有优良的高温力学性能、抗氧化和耐腐蚀性能，主要用于航空和航天发动机。但在石油化工、能源动力、冶金与环保等诸多民用工业领域，很多中高温服役构件都处于恶劣的腐蚀环境中。这使得构件的使用寿命在很大程度取决于所选用合金在特定介质下的腐蚀抗力。因民用工业高温环境对所使用合金性能的特殊要求，除部分航空发动机所使用的传统高温合金外，在传统高温合金和不锈耐热钢基础上所开发的低成本、高耐蚀性能的高温合金在民用工业领域得到了大量的发展与使用。1965 年，高温合金首先用于柴油机的增压涡轮，开始了我国高温合金在民用工业的应用。随后，在工业燃气轮机、内燃机、工业热处理炉、玻璃及玻璃棉生产、环保工业中垃圾焚烧炉和石油化工等领域，民用高温合金得到了更广泛的推广应用。

民用高温合金可分为铁基和镍基，以及专用于高温耐磨环境的钴基合金。民用高温合金与航空、航天发动机所使用的高温合金在材料性能要求上有所不同。航空、航天发动机所使用的高温合金，因构件高温高负荷承载的要求，所使用的高温合金应具有优良的高温力学性能和一定的抗氧化性。因此在成分设计上，通常是通过加入一定量的 Cr（一般低于 26.0%）提高合金的高温抗氧化性；再加入一定量的 W、Mo 等元素进行固溶强化，和（或）加入一定量的 Al、Ti、Nb 等元素进行时效（弥散）强化。对于民用高温合金，除燃气轮机和内燃机等动力构件外，对所使用合金力学性能的要求一般没有航空发动机所使用高温合金的高，而因恶劣的服役环境更强调所使用合金的高温抗腐蚀、高温抗磨蚀等特殊性能。因此，在成分设计上与航空发动机所使用的高温合金有所区别。在民用工业中，构件的不同服役环境，决定了所使用高温合金的成分特点。例如对强氧化环境，甚至将合金中的 Cr 含量（质量分数）提高到 35% 左右。对于在 1 080℃以上服役的构件，在比较高 Cr 含量的基础上通常需加入一定量的 Al（w（Al）= 0.15 ~ 2.5%）以提高合金的高温抗氧化性能。而对于一些高温服役的炉管及其构件，例如 HK40、HP-Nb 等，为提高合金的高温抗氧化性和高温强度，在高 Cr 含量的同时，需在合金中加入微量 Si（w（Si）< 2.5%）、Nb（w（Nb）< 1.5%）、W 等元素。对高温还原性环境中使用的民用高温合金，还需加入一定量的 Cu（w（Cu）< 4.0%）和大量的 Mo，以提高合金在高温还原性环境中的腐蚀抗力。为提高民用高温合金的腐蚀抗力，与传统不锈耐热钢相比较，民用高温合金中含有更高的 Ni 和 Cr 含量。

金属氧化物、硫化物、碳化物、氯化物和其他金属化合物相对其金属材料具有更高的热力学稳定性。在民用工业高温服役环境中，引起构件表面产生上述产物的高温氧化、硫化、碳化与金属灰化、氯化和盐/灰沉积局部腐蚀等腐蚀形式是民用工业中金属构件发生高温损伤失效的主要原因。因此，大部分民用高温合金除要求具有一定的高温强度与蠕变抗力，以满足构件的承载要求外，更强调合金在特殊环境中的高温腐蚀抗力，民用高温合金在大多数高温腐蚀环境中的腐蚀抗力取决于在合金表面所形成氧化膜的致密性、稳定性与修复能力。其合金化的目的除提高合金的高温强度与蠕变抗力外，主要是在不同腐蚀环境中可在合金表面自生成致密、结合牢固和稳定的氧化保护膜。

2　不同工业环境下所使用民用高温合金的特点

民用工业所用金属材料所处的高温环境主要包括高温氧化环境和含 SO_2、Cl、CO 等腐蚀介质的高温腐蚀环境。不同的高温环境对民用高温合金的要求不同。现从合金特点做一简要介绍。

2.1　高温氧化环境

与航空发动机所使用的高温合金不同，比较多的民用高温合金是为防止热气和燃烧产物对构件的腐蚀。在此环境下一般要求合金在 550℃以上同时具有一定的蠕变抗力和氧化腐蚀抗力，这使 Ni-Fe-Cr 系高温合金在这一领域得到了广泛的应用。为提高合金的强度与蠕变抗力，一般采取以下措施：1）加入 Mo，W 等元素降低基体的层错能，引起晶格畸变而产生固溶强化；2）加入 Al、Ti、Nb 等元素，通过固溶和时效处理，从过饱和固溶体中析出 Ni_3（Al，Ti）-γ'，Ni_3Nb-γ''相等产生沉淀强化；3）加入碳化物形成元素 Mo、W、Ti、Nb、Zr 等形成 MC 和 M_6C 型碳化物强化晶界，以提高合金的蠕变抗力；加入 Cr 元素提高合金氧化抗力的同时也可形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物强化。高温合金中的碳化物在构件长期服役过程中会发生以下反应，使合金的高温性能恶化。

$$MC + \gamma = M_{23}C_6 + \gamma'$$

$$M_6C + M' = M_{23}C_6 + M''$$

在一些民用高温合金中，通过加入氮而析出 $Cr_{13}Ni_7N_4-\pi$ 相进行氮化物强化。由于氮化物相在更高温度仍具有稳定性，对于 800℃以上使用的高温合金，氮化物强化甚至比 GH169 合金中 γ'、γ''和 δ 相的强化作用更明显。在民用高温合金中除加入强化元素外，需加入足够量的铬和一定量的铝，使合金在高温下表面可形成氧化保护膜而防止合金进一步氧化腐蚀。

氧化物的稳定性取决于环境的氧气分压和不同氧化物的平衡分压。表 10.7-1 和表 10.7-2 分别所示不同工业环境气氛中的氧气分压和不同氧化物的平衡分压。由表可看出：在石化、煤气化厂、燃烧废气等低氧分压的环境中，在高温合金表面所形成的 Cr_2O_3 不稳定，而稳定的氧化层只有 Al_2O_3。因此，在非常高的温度（1 080℃以上）下和在低氧分压的环境中所使用的民用高温合金中必须含有铝元素（例如 GH3601 合金），以形成氧化铝保护层。一般情况下，合金在空气中的抗氧化性能随 Cr 和 Ni（质量分数高于 30%）含量的增加而增强。因 316 不锈钢中只含 18%Cr 和 12%Ni，其最高使用温度只到 850℃，否则会产生严重的氧化结皮。含镍和铬比较高的 Fe-Ni-Cr、Ni-Cr 和 Ni-Fe-Cr-Mo 合金可以使用到 1 080℃。只有表面可形成氧化铝保护膜的合金可以使用到 1 200℃以上而无严重的氧化。

表 10.7-1　不同工业环境中的氧气分压

工业环境	氧气分压/Pa
石化厂	$10^{-20} \sim 10^{-25}$
气体冷却反应器	$10^{-20} \sim 10^{-25}$
流化床燃烧	$10^{5} \sim 10^{0}$
煤气化	10^{-20}

表 10.7-2　不同氧化物的平衡氧分压

氧化物	氧气分压/Pa
2/3 Al_2O_3	1.6×10^{-29}
2/3 Cr_2O_3	3.4×10^{-17}
2 NiO	9×10^{-6}
1/2 Fe_3O_4	4.9×10^{-10}
2/3 Fe_2O_4	9.5×10^{-9}

民用工业领域高温氧化腐蚀环境气氛中所使用的 Ni-Fe-Cr 高温合金的主要特点是：铬含量 w（Cr）从 20% 到 35%，并在一些合金中加入质量分数为 1% ~ 3% 的 Si 或少量 Al，在合金表面形成致密的氧化保护膜。由于铬在镍、铁基合金中的溶解度很大，而形成金属间化合物的倾向比较小，因而多数合金选用 Cr 元素起形成氧化保护膜的作用。在 1 000℃以下，含质量分数为 20% ~ 30% Cr 的合金表面即可形成抗氧化腐蚀的保护膜。而在此基础上，进一步增加镍含量可增加合金的氧化结皮抗力。表 10.7-3 所示为一般氧化腐蚀环境下所使用的不锈钢及民用高温合金。加入稀土元素可增加所形成氧化膜的结合强度。Zr、Ca、Mg 也有同样的作用。加入 Si 主要是促进氧化膜在高温氧化早期快速形成。当温度高于 1 000℃时，由于 Cr_2O_3 蒸发使合金中的铬不断损失，从而使合金表面氧化膜失去保护作用，特别是在流动气氛中。在这种环境下，可在合金中加入少量铝，在合金表面形成 Al_2O_3 保护膜，以提高合金在 1 000℃以上的抗氧化腐蚀性能。

表 10.7-3　民用工业领域常用的不锈钢及民用高温合金化学成分（质量分数）　%

名　称	Ni	Cr	Si	Re	Al	Ti	Fe	其他元素
2504	5	25	1.2				67	
1809TiH	9	18				0.4	70	
2111N	11	21	1.8	0.05			65	0.16N
2012	12	20	1.9	0.05			65	
2413-alloy 309	13	22		0.05			61	
2520-alloy 310 S	20	25		0.05			54	
2520-alloy 310/314	20	25	19	0.05			50	
2020-GH1840	20	20			0.3	0.4	58	
3220-GH1800	31	20			0.25	0.4	47	
3718-alloy DS	36	18	2.2		0.15	0.15	42	
6023-GH3601	60	23			1.4	0.4	14	
6030-GH3690	61	29					9	
7216-GH3600	73	16			0.2	0.2	9	
7520-GH3075	75	20			0.2	0.4	3	
GH1031	31	27					31	6.5Mo，1.3Cu，0.2N
GH1825	40	23					31	3.2Mo，2.2Cu，0.8Ti
GH3625	62	22					3	9Mo，3.4Nb
GH3059	59	23					1	16Mo
3070	68	30	1.3	0.03				
2080	78	20	1.3	0.03				

2.2　其他腐蚀环境

高温构件在一些特殊环境气氛中（例如含硫、氯气氛和碳化气氛）、氧化结皮并非其主要的失效方式。在此条件下若单方面增加合金中的镍含量虽可增强其抗碳化（金属灰化）的能力，但却使合金在含硫环境中的腐蚀抗力下降。因而在同时存在氧气、碳化和含硫的气氛中（例如煤及原油等的处理装备），多采用含镍量比较低的 GH1800 合金。另外，GH1800 合金在低氧分压的含氮气氛中具有很好的氮化腐蚀抗力。而对服役温度在 550 ~ 850℃之间，处于垃圾焚烧气氛（含氧，氯化和硫化介质）中的构件，可采用高 Si 含量的 Fe-Ni-Cr 合金。该合金同时具有高的碳化抗力，因而也可用于煤气化装备中的煤灰燃烧器和热交换管等材料。在 650℃左右燃烧含碱的低质煤时，由于液态碱 – 铁 – 硫酸盐渣的形成可产生局部油灰腐蚀。高硅含量的 Fe-Ni-Cr 合金也可有效防止这种盐/渣的局部腐蚀。

在民用工业中，一些处于高温环境中的构件除了要求具有优良的环境腐蚀抗力外，同时要求具有高的蠕变抗力和持久强度。因而开发出一些高强度的民用镍基高温合金。另外，一些传统的高温合金也被大量用于这一环境，见表 10.7-4。GH1800H 合金具有高的镍含量，其性能优于不锈钢（无 σ 相脆化）。与 GH1800 合金相同，该合金在不同的热气气氛中具有好的腐蚀抗力。GH3601H 和 GH3600H 合金在 600 ~ 900℃间比 GH1800H 合金的蠕变断裂强度低，但在氨裂解、氮化和碳化环境下具有优良的腐蚀抗力。另外，GH3601H 合金到 1 200℃仍具有好的氧化结皮抗力。GH3333，HASTELLOY X 和 GH3617 合金具有优良的氧化及蠕变抗力，其特点更接近于传统高温合金。GH3617 合金主要用于 1 050℃以下使用的高温压力容器材料。Cronix 70NS 合金采用 Cr，Si，N，Y 等元素合金化，使合金具有优良的蠕变强度、高温低周疲劳强度和高的氧化抗力。C-263，GH4169，GH4145 及 GH4080A 属于传统的镍基高温合金，主要为沉淀



强化，在化工及能源工业中使用不多，其主要用于高温下要求特别高强度的废气腐蚀环境中。

表 10.7-4 民用工业用高强度高温镍基合金化学成分（质量分数） %

名称	Ni	Cr	Mo	C	Al	Ti	Fe	其他
GH 1800H	31	21		0.07	0.25	0.35	47	
GH 1800HT	30	21		0.09	0.5	0.5	47	
AC66	32	28		0.05			39	0.8Nb，0.07Ce
GH 3601H	60	23		0.06	1.4	0.5	14	
GH 33600H	74	16		0.07	0.2	0.2	9	
GH 3333	46	25	3	0.05	0.1		17	3W，3Co，1Si
Hastelloy X	48	22	9	0.07			18	1Co
GH 3617	54	22	9	0.06	1.0	0.5	1	12Co
C-263	51	20	6	0.06	0.5	2.1	0.5	20Co
GH4169	53	19	3	0.05	0.6	0.9	18	5.2Nb
GH4145	72	16		0.05	0.6	2.7	7.5	1Nb
GH 4080A	75	20		0.06	1.4	2.3		
70 NS	67	30		0.08	0.15			2.3Si，0.4N，0.2Y

3 高温合金在民用工业中的应用领域

根据不同腐蚀环境所开发的民用高温合金，主要用于火力电厂、石化工业、垃圾焚化厂、煤气化厂、工业热处理炉等领域。按工业腐蚀环境介质分类如下。

1）氧化环境　例如加热炉的热交换器（$T=1\ 200$℃），陶瓷燃烧炉及炉内部件（$T\leqslant 1\ 200$℃），辐射加热管（$T\leqslant 1\ 200$℃），加热炉构件（$T\leqslant 1\ 100$℃）。

2）碳化气氛　例如气体渗碳炉构件（$T\leqslant 1\ 100$℃），碳再生及活化装备（$T\leqslant 1\ 000$℃），乙烯裂解装置的热解管（$T\leqslant 1\ 100$℃），煤气化及燃烧厂的热交换器（$T\leqslant 900$℃）。

3）硫化气氛　例如石油、煤焙烧厂热交换器（$T\geqslant 900$℃），气体燃烧炉构件，燃烧气体交换器。

4）燃烧气体气氛（含盐，硫，卤化物）　例如铝熔化炉热交换器（$T\leqslant 1\ 000$℃），纤维玻璃生产热交换器（$T\leqslant 1\ 200$℃），垃圾焚化厂热交换器及过热管（$T\leqslant 900$℃），垃圾热解厂的炉子部件（$T\leqslant 800$℃），纸浆及造纸工业的预热管及部件（$T\leqslant 900$℃），煤气化及燃烧厂热交换器及过热管（$T\leqslant 900$℃）。

5）融化玻璃的腐蚀　例如纤维玻璃生产的熔化缸及绕线装备（$T>1\ 000$℃）。

6）卤化腐蚀　例如流化床燃烧热交换管（$T\leqslant 900$℃），含高比例家庭垃圾焚烧厂热交换管（$T\leqslant 900$℃）。

碳化气氛主要出现在石化、冶金、工业热处理炉中。当环境中的碳活度低于1时会产生合金的内部碳化腐蚀。即碳扩散到金属中，形成内部碳化物，从而使合金的塑性降低。另外，由于形成铬的碳化物 $Cr_{23}C_7$ 和 Cr_7C_3，会使合金的组织从奥氏体变成铁素体，从而使合金的性能恶化。碳化的腐蚀速度主要取决于碳在合金中的溶解度及其扩散速度，因此碳化腐蚀主要发生在1 000℃以上的高温（由于碳扩散快，氧气分压低不易形成氧化保护层）。在此环境下主要选择镍基合金（碳的溶解度及扩散速度小），例如GH3600H合金和1GH3601合金。硅可降低碳的溶解度及扩散速度，从而可提高合金的抗碳化性能。在石化工业中的炉管多采取含硅的铸造高温合金，例如HK40，HP-Nb合金等。随铬含量的增加合金的碳化抗力增强（足够高的氧气分压下易形成铬的氧化物）。但在石化工业气体环境中的氧气分压一般都比较低，因而在很多情况下采用含铝的合金，以在合金表面形成氧化铝保护膜防止内部碳化。

在合金处于 $CO+H_2+(H_2O)$ 混合气体中（例如碳氢化物合成、氨合成、甲醇合成和铁矿石直接还原等工业环境），当环境气氛中的碳活度大于1时，铁、镍、钴基合金会发生灰化（metal dusting），产生含金属粒子、碳化物和氧化物的石墨丝。研究发现，当合金处于过饱和碳的气氛中时，经一定时间后合金中会溶入高浓度的碳原子。当在合金表面出现石墨沉积，其表面的碳活度会降到1，这使含过饱和碳的合金基体发生分解。对铁基合金，灰化过程首先形成亚稳态的中间相碳化物 Fe_3C，继而因合金表面石墨的沉积使碳活度降到1，使所形成的碳化物不稳定而分解成石墨和金属颗粒。对镍基合金，由于亚稳态碳化物不存在，表面所形成的石墨直接向过饱和固溶体中生长而使合金粉化。石墨和金属颗粒为金属灰化的反应产物，而金属颗粒又进一步催化了碳的沉积。在环境气体中通入 H_2S 气，通过毒化金属表面而阻止碳的侵入及石墨的形核，从而可防止金属的灰化。但在很多催化工艺中通入含S物质的同时会使催化剂的活性降低。因此，一般情况下防止灰化的唯一途径是选择抗金属灰化的合金。铁基合金由于可形成亚稳态碳化物，因而对灰化比较敏感。高温合金随镍含量的增加灰化抗力提高。合金中的铬可扩散到表面形成致密、自修复的氧化铬保护膜而阻止碳的渗入，因此镍基合金的灰化抗力取决于合金的铬含量。当Ni-Fe合金中的铬含量 w（Cr）足够高（>28%）时，合金具有足够高的灰化抗力。

氮化气氛主要出现在氮，氮－氢，氨等高温气氛中。与合金碳化相同，在该环境下氮可进入合金中而形成金属氮化物（通常为铬的氮化物），使合金的韧性降低或产生沿晶开裂。氮化物的数量取决于温度、气氛和合金的成分等。由于氮在镍基合金中的溶解度低，因而镍基合金对内部氮化不敏感。而Fe-Ni-Cr合金（例如GH 1800H）在1 000℃时会发生内部氮化使其韧性降低。镍基合金（例如GH 3600H，GH3601等）在该温度下可有效防止内部氮化。

硫化气氛主要出现在煤转换处理气氛中。当硫含量很高，在金属表面会形成硫化物。硫化物的生长速度比氧化物高几个数量级。因此一旦形成硫化物，就具有很高的腐蚀速度。一些硫化物为低熔点相（例如共晶 Ni_2S-NiS 相的熔点为



635℃)，使合金的性能恶化。因此，在高硫化气氛中应使用铁-镍-铬合金而非镍基合金以避免形成液态硫化镍。随铬含量的增加，在含 SO_2 气氛中的硫化、氧化抗力增加。增加环境中的 SO_2 量和提高温度都会使合金的硫化抗力降低。因此在高温、高 SO_2 环境中只可使用铸态镍-铬合金和可形成氧化铝保护膜的铁-铬-铝或铁-铬-镍-铝合金。还原性含硫气氛的环境（煤的气化过程）对金属特别有害。只有铬含量 w(Cr) 大于 25%的镍-铁-铬合金才可有效防止煤气化环境中的构件腐蚀。另外，在合金中加入 Si 可增加含 Cr 合金的硫化抗力。对垃圾焚烧厂的卤化气氛，在合金表面会形成金属卤化物（特别是 $FeCl_2$，$FeCl_3$），且沿晶界生长，从而使合金的韧性降低。因此在这一环境中应使用含铁量低的民用高温合金，如镍-铬-钼基合金。在含氧的 Cl_2/O_2 气氛中或有氯化物沉积时经常会出现氯化物致氧化。这是垃圾焚烧厂锅炉管的主要腐蚀损伤。在该环境下应使用 GH 3600H 和 GH 3625 合金。

编写：韩光炜（钢铁研究总院）



参考文献

1 西姆斯C T等著．高温合金．赵杰等译．大连：大连理工大学出版社，1992

2 师昌绪，陆达，荣科．中国高温合金四十年．北京：中国科学技术出版社，1996

3 国家质量技术监督局 中华人民共和国国家标准：高温合金和金属间化合物高温材料的分类和牌号（讨论稿已经过审查）2003.10.

4 Robert E.Schafrik，Douglas D.Ward，Jon R.Groh：Application of Alloy in GE Aircraft Engines：Past，Present and Next Five Years.Superalloys 718，625，706 and Various Derivatives 2001.7

5 《中国航空材料手册》编辑委员会．中国航空材料手册第二版．第2卷．变形高温合金 铸造高温合金．北京：中国标准出版社，2002

6 Peter W.Schilke and Robin C.Schwant：Alloy 706 Use，Process Optimization，and Future Directions For GE Gas Turbine Rotor Materials Superalloys718，625，706 and Various Derivatives 2001.7

7 S.Bourguignon，Ph.Martin，Y.Honnorats："Segregation of defects in wrought alloy 718 management of industrial safeguards" Superalloys 718，625 and Various Derivatives 1991

8 江和甫．对涡轮盘材料的需求及展望．见：航空材料及其构件成形技术研讨会文集．中国锻压协会 2003.3

9 《中国军工材料体系》总编委．中国军工材料体系航空发动机．北京：国防工业出版社，2002.10.

10 第十届全国高温合金年会论文集（2003）．钢铁研究学报，2003，15（7）

11 颜鸣皋．中国航空材料手册．第二卷．变形高温合金铸造高温合金．第二版．北京：中国标准出版社，2002

12 黄乾尧，李汉康等．高温合金．北京：冶金工业出版社，2000

13 中国材料研究学会．材料科学与工程手册．北京：化学工业出版社，2003

14 航空制造工程手册总编委会．航空制造工程手册．发动机叶片工艺．北京：航空工业出版社，1997，90～96，216～225

15 铸造高温合金论文集编委会编．铸造高温合金论文集 北京：中国科学技术出版社，1993

16 第八届全国高温合金年会学术论文特辑．金属学报增刊．沈阳：金属学报编辑部出版社，1995

17 Harris K et al.Directionally Solidified and Single-crystal Superalloys，Metals Handbook Vol.1 10th edition：Properties and Selection，ASM International，Materials Park，Ohio，1990，995～1006

18 Donachie M et al.Superalloys A Technical Guide，second edition，ASM International，The Materials Information Society，Materials Park，Ohio，2002.

19 Howmet Technical Bulletin 3101，Microcast-X IN-718，Howmet Corporation，1991.Pollock T M et al. ed. Superalloys 2000，TMS，2000

20 Kissinger R D et al.ed.Superalloys 1996，TMS，1996

21 卡拉雪夫Б Е等．航空燃气涡轮发动机铸造涡轮叶片制造工程．桂忠楼等译．北京：北京航空材料研究院，1998

22 航空材料学报专题资料（2）．苏联镍基铸造高温合金．北京：航空航天部六二一研究所，1992

23 胡壮麟等．定向共晶的发展．第七届全国高温合金年会论文集．北京科技大学学报（增刊）第13卷．1991

24 刘效方．高温合金的焊接．焊接手册．第二卷．材料的焊接．中国机械工程学会焊接学会编．第二版．北京：机械工业出版社，2001，644～688

25 李晓红等．新型高温合金的液相连接．材料工程，1999.6

26 汤鑫等．高温合金细晶铸造技术研究．材料工程，1997.9

27 桂忠楼等．航空用优质高温合金锭制造技术的研究．材料工程，2002.3

28 КачановЕБидрг.Жаропрочные Сплавыс Карбидн о-интерметаллиднымУпрочнением，Металловедениеи Термическая Обработка Металлов，1995 No.4 24

29 Толораия В Н идрг.Коррозионно-стойкие Жаропроч-ные Сплавыдля Крупногабаритных Монокристаль-ных Турбинных Лопаток，Металловедениеи Термиче-ская Обработк а Металлов，2003 No.1 30～32

30 张莹．俄罗斯粉末高温合金涡轮盘的生产工艺．钢铁研究学报，2002，12（3）：63～68

31 "中国航空材料手册"编辑委员会．中国航空材料手册．第五卷．粉末冶金材料精密合金与功能材料．第2版．北京：中国标准出版社，2001

32 《航空材料应用手册》编译委员会．航空材料应用手册．第四卷．变形热强钢和高温合金．1996

33 ВИЛС，Металловедение и Обработка Титановых и Жаропрочных Сплавов，Москва 1991

34 张永刚，韩雅芳，陈国良等主编．金属间化合物结构材料．第一版．北京：国防工业出版社，2001

35 陈国良，林均品编著．有序金属间化合物结构材料物理金属学基础．第一版．北京：冶金工业出版社，1999

36 新世纪高温合金的研究与发展．钢铁研究总院高温研究所编辑出版，2002

37 Stoloff N S and Sikka V K ed Physical Metallurgy and Procrssing of Intermetallic Compounds. Chapman & Hall，1996

38 Westbrook J H and Fleischer R L. Intermetallic Compounds Priciples and Practice. New York：John Wiley & Sons ，1994

39 Rodney Boyer，Gerhard Welsch. Material Properties Hand Book：Titanium alloys. ASM International，1994

40 Boehlert C J ，Majundar B S etal. Metallurgical and Meterials Transactions A ，1999，Vol .30A 2305～2323

41 Kim Y W and Dimiduh D M，Structural Intermetallics 1997，eds. Nathal M V，Darolia R etal.1997，531～543

42 Campbell J P，Ritchie R O etal，On the role of microstructure in fatigue growth of γ – based titanium aluminides. Materials Science and Engineering，A 239－240，1997 722～728

43 王燚，方玉诚．宇航材料工艺．1995，（3）：14

第11篇

金 属 功 能 材 料

主 编 王新林 陈国钧

编 写 王新林 陈国钧 何开远 刘佑华
李 军 祝景汉 万 永 陈其安
阮乃阳 董学智 张成俊 王 焰
吕清法 李景东 张正义 郭世海
孙桂琴 张 洛 赵 晖 张羊换

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第1章 概 述

从材料性质和实际应用观点，人们通常把材料划分为两大类：结构材料和功能材料。一般公认：结构材料是以强度、韧性、刚度、硬度、耐磨性等力学性能为主要特征，用于制造以受力为主的结构件的材料；功能材料则是具有特殊物理性能、化学性能或生物医学性能等而主要用于功能器件的材料。20世纪80年代以来，高新技术和材料发展十分迅速，世界各发达国家都加强了对高新技术和材料的研究、开发和应用，特别是功能材料。这是因为，功能材料不仅关系到人们现代生活水平的高低，而且关系到国防力量的强弱和战争的胜负，在国民经济总产值中已经占有很大的份量。功能材料按材料成分和化学键分类，可以分为金属功能材料、无机非金属功能材料、有机功能材料等；如果按应用领域分类，可以分为电子信息功能材料、能源功能材料、核功能材料、生物医学功能材料和军工功能材料等。金属功能材料定义为具有特殊物理性能、化学性能或生物医学性能的金属材料。

1 金属功能材料的分类

金属功能材料是功能材料的重要组成部分，也是人类认识和使用最早的功能材料，我国在汉代就发明和使用了指南针（司南）。电工钢、因瓦合金和多种金属磁体的发现和应用已经有约百年的历史。金属功能材料中为大家熟悉的部分是精密合金，例如磁性、电性、弹性、膨胀等功能材料。另一部分是近期新发展起来的金属功能材料，例如非晶态材料、储氢材料、超磁致伸缩材料、纳米材料、高温超导材料、形状记忆合金、磁性液体和薄膜材料等，目前是研究最活跃、开发最具潜力、应用效果极好、发展前途十分广阔的新材料。金属功能材料如果按材料的性质分类，主要包括：

1) 磁性功能材料　永磁、软磁、非晶微晶、磁电子材料、特种磁性材料等。

2) 电性功能材料　精密电阻、超导、磁阻抗、电子发射、电转换、电子工业专用材料等。

3) 力学功能材料　弹性、膨胀、热双金属、减振阻尼材料等。

4) 声学功能材料　扬声、吸波、隐身材料等。

5) 热学功能材料　电热、测温、形状记忆、导热与绝热、梯度材料等。

6) 光学功能材料　发光、耐辐射、光电材料等。

7) 化学功能材料　储氢材料、催化材料、特种耐蚀材料等。

8) 生物医学功能材料　牙科材料、支架材料、骨科材料、磁疗材料等。

9) 其他特种功能材料　包括核功能材料、低维材料（例如纳米材料）、智能材料等。

我国传统称呼的“精密合金”，包括软磁材料、永磁材料、弹性材料、膨胀材料、热双金属和精密电阻6类，是金属功能材料的主体部分。

2 金属功能材料的主要特点

1) 功能特殊、性能优异、不可取代。工业生产、人类生活、国防等各个领域，对材料提出了多种特殊功能要求。例如电能的传输、变换和贮存，需要高性能软磁和永磁材料；国防上飞机、导弹等需要隐身材料；家用电器和通讯、计算机等需要多种电子专用材料；超导材料能够实现无损耗导电和制造高灵敏度仪器；生物相容材料能在活的有机体内存留并执行特殊功能等。而且随着科技、生产和人类生活需求的发展，对材料性能的要求也越来越高，越来越专用化和不可取代。

2) 知识密集、技术密集、难度大，属高新科技材料，保密性强。一般认为，材料有四个基本要素，即合成与加工、结构与组成、性能、使用效能；促进材料发展工作主要有五个相关方面，即合成、加工、使用性能、仪器设备、分析与建模。显然，材料研究需要物理学、化学、计算数学、冶金学、金属学、仪器设备、加工技术等多学科交叉的基础，而且基础研究、材料开发研究和应用工程化研究已从顺序的、分离的、各自独立的研究状态向着同步的、相互联系的、交叉发展的方向转变。特别是合成和加工技术，具有关键作用。因为综合利用现代先进科学技术成就，使物体在微小规模上的排列加以控制（如纳米材料），特别是精确控制到分子、原子尺寸的“原子工程”，使材料出现了许多优异的性能。生产手段除常规的压力加工、铸造、粉末冶金等方法外，还使用新工艺方法，例如熔体快淬、注射成形、气体雾化、物理气相沉积、机械合金化、化学气相沉积、离子注入等手段。在极端条件下，例如在超高真空、超高压、强磁场、强冲击波以及强制冷条件下制备的材料，都可获得特殊功能。这种难度很大的高新技术和材料，各国都严格保密和实行专利封销。

3) 品种规格多、形状差异大、尺寸精度高。据统计，世界上每年都有几万种新材料出现。材料成品形状包括带、棒、丝、板、块、管、膜、粉末等。就我国而言，金属功能材料已可生产直径仅为0.003 mm的超细丝，厚度为0.002 mm的极薄带，$\phi 0.3\times 0.1$ mm的超细管，粒度约为2 nm的超微粉。

4) 单件产品用量少、生产规模小、产品价格高、经济和社会效益好。功能材料的发展方向是小型化、多功能化、高性能化、复合化、精细化、智能化和低成本，而且趋于设计、材料、工艺、元器件一体化。所以，我国除大量生产和应用的电工钢年产量达到200万吨的量级以外，金属功能材料的产量一般都较少，而且性能越高，单件用量越少，如对隐身材料、精密制导、电子信息战等，具有重要国防意义。

5) 发展迅速，更新换代快。金属功能材料发展特别快，有些材料一经发明，某些性能很快就接近其理论极限。功能材料的迅速发展和应用主要取决于电子信息工业和国防需求。最近，以信息工业为先导的新的技术革命正在席卷全球，目前竞争的焦点是元件器件的超微型化和高集成化，每片芯片上元件的数量按指数规律增加，即最小尺寸按指数规律减少。

3 作用和地位

功能材料无论在中国还是全世界，已经成为通讯、电子、能源、交通、空间科学、现代技术、生物工程和人类生活发展的基础。

1) 功能材料在信息时代将起到基础和核心作用。人们公认：材料是人类制造用于生产、生活和国防的物品、器件、构件、机器和其他产品的物质，是人类社会发展的物质基础和先导，是人类进步的里程碑。钢铁工业的发展为18世纪以蒸汽机发明和应用所代表的第一次工业革命奠定了基础；一直延续到20世纪中叶的第二次世界工业革命，电和

石油等新能源合成材料起到了关键作用。现在已开始进入“信息时代”，功能材料和高新技术起着核心作用。

我国政府历来重视功能材料的发展，自1956年以来的历次国家科技规划中，一直是重要领域。20世纪90年代以后，功能材料的地位进一步加强，在国家“八五”、“九五”和“十五”攻关中，在“863”高技术发展计划中，在国家自然科学基金委员会所支持的课题中，973计划以及和其他国家产业计划所支持的项目中，功能材料都占有很大比例。据国外专家估测，材料研究中功能材料约占85%。在功能材料研究中新型功能材料约占80%。全球性对功能材料的重视，大投入和加快发展，将促使信息社会的早日到来。

2）功能材料反映着一个国家的国民经济水平高低，是国民经济收入的主要成分之一，对工业界产品的全球竞争力有重要作用。美国、日本和欧洲的高科技产业已经成为经济支柱产业，我国已提出“知识经济”，“发展高科技，实现产业化”，高科技产业也成为国民经济主要成分之一。金属功能材料与各工业部门的发展关系极为密切，电子工业、航空航天工业、汽车工业、生物工程、能源工业和通讯工业对所需材料都要求好的物理性能、化学性能、温度稳定性、灵敏度和高效加工性等。例如：电子工业，金属功能材料已广泛应用于计算机、音响设备、通讯设备、自动控制装置等；航空航天工业一直把降低材料元件的重量、提高效率、提高性能、确保系统的可靠性、安全性作为重要目标，为此对功能材料提出苛刻要求。功能材料及其元器件是现代导航系统、监测系统和仪器仪表系统的基础。现代飞机的成本约有一半用在电子设备上。

能源工业对材料的需求包括传统材料和新材料。电力的生产、传输和应用与磁性材料的发展密切相关。新发展起来的铁基非晶合金在配电变压器方面的应用是强有力的竞争者，其造成的损耗仅为传统硅钢的1/3～1/5。氢能材料的开发为太阳能和地热能的转换和应用开创了新途径。目前世界各主要工业国家正大力研制燃料电池和燃氢汽车，这种新能源汽车有着十分诱人的发展前景。基于储氢材料的能源电池和二次电池具有安全、稳定和长寿命的优点，为许多工业部门和每个家庭提供一个清洁高效的新能源。

金属功能材料是汽车电子化的关键材料，用于汽车的各种驱动，控制部件和仪器仪表。汽车中的大大小小电机相当于人的手脚，传感器相当于人的感觉器官。电机的主要材料是软磁材料和永磁材料，汽车仪表除磁性材料以外还有弹性合金、形状记忆合金、热双金属、气敏元件、光敏元件等。高磁导率合金用于汽车测量仪表、爆震控制器、点火线圈及喷嘴，可提高这些装置的灵敏度、可靠性并易于操作。热双金属用于汽车油量指示器、汽化器、风扇耦合连接器、汽缸点火器、排气调节器等。

通讯工业是工业经济中的带头羊。通讯工业的发展使各部门、特别是现代银行业务、航空旅行、商务活动中的数据处理和传输手段发生了深刻的变化。计算机和通讯的结合造成了现代信息社会的基础。在数据传输和有声通讯技术中，越来越多地采用新型的电子材料和光学材料。在电子工业中，新型磁性材料、电性材料、集成电路材料等都是通讯和计算机工业的基础材料。形状记忆合金在光纤通讯连接和电路连接方面起着重要作用。

生物医学材料，这是为人类健康和康复用的一类特殊材料。对这类材料不仅要求一定的力学性能和物理性能，而且还必须具备生体相容性能。生物医学材料的需求是多种多样的，金属功能材料是这种需求的首选材料。骨折和骨关节疾患是常见的，人工关节的研制成功给这类患者带来希望。形状记忆合金和金属复合材料在生体中有诸多应用。例如人工肾脏泵、人工心脏瓣膜、牙齿矫正丝、骨折固定夹板等。磁疗、磁场与生物的关系是人们谈论的热门话题。除了这些直接置人生物体的器具外，还有大量应用功能材料的医疗检测仪器、设备。用稀土永磁材料制作的核磁共振成像装置是当代最先进的人体检测手段。

3）金属功能材料是现代国防的坚强后盾，是决定武器是否先进的基础，因而成为决定战争能否胜利的关键因素之一。

4　我国金属功能材料发展简况

中国金属功能材料的研制和生产，起始于20世纪50年代中期，其主体部分是精密合金。在实行改革开放政策前的20年间，精密合金行业的研究与生产活动，是按计划经济模式运行的。在实行改革开放政策后的20年间，随着国家经济建设的高速发展，特别是民用电子产品的迅速崛起，形成了精密合金的大市场。在此期间，国外和国内一批新型金属功能材料得到迅速发展，例如非晶微晶材料、稀土永磁材料、纳米晶材料、薄膜和多层膜材料、储氢合金和电池、形状记忆合金、生物材料、磁记录材料、高温超导材料等。就我国而言，有的已进入世界先进行列，取得大量科研成果，并已逐步形成产业。

5　磁学基础

金属功能材料是一个种类繁多的金属和合金领域，其中磁性合金占有较大比例，例如软磁材料、永磁材料等，并且弹性合金中的磁弹性效应、膨胀合金中的因瓦效应以及导电合金中的超导现象等皆涉及到磁学有关的知识。可以认为磁学是多种金属功能材料的共同理论基础，因此有必要作一简单介绍，但由于篇幅所限，仅对和合金材料有关的最基础的磁学概念、参量和磁性现象进行简要叙述。

5.1　物质的磁性

5.1.1　原子的磁性

一切物质都由原子或分子组成。原子由原子核和核外电子组成。孤立基态原子核外电子除了围绕原子核做轨道运动外，还做自旋运动，它们都可以产生磁矩。电子和原子核均有磁矩，但原子核的磁矩仅有电子磁矩的1/1 836.5，所以原子磁矩主要来源于电子磁矩，包括电子的轨道运动磁矩及自旋运动磁矩。

5.1.2　抗磁性

有一类物质，其磁化率小于零，并且和温度无关。如果将它悬于有梯度的磁场中，它将向磁场减弱的方向移动，这种磁特性称为抗磁性。此类物质称为抗磁性物质。因为电子壳层完全被填满的原子没有静磁矩，由这些原子所组成的物质一般为抗磁性的，例如惰性气体He、Ne、Ar等。多数双原子气体，例如H_2、N_2等也是抗磁性的，因为当原子形成分子时，将使外电子壳层填满，而使分子无净磁矩。一些离子团体，例如NaCl以及共价晶体如C、Si、Ge，也都具有抗磁性。金属多数是顺磁性的，但也有些是抗磁性的，例如铋和锑就有负值较大的抗磁磁化率。

5.1.3　顺磁性

顺磁性物质磁化率大于零，其数值一般比抗磁性稍大，它在梯度场中将受到一个力的作用，使它顺着磁场增强的方向移动。顺磁性物质除了磁化率大于零以外，一个重要的标志是它随温度的变化关系服从居里-外斯定律，即质量磁化率：

$$x_{\sigma}=\frac{C}{T-\theta} \tag{11.1-1}$$

式中，C称为居里常数；θ对一定的物质也是常数，它可以大于零、等于零或小于零。



物质具有顺磁性的条件是原子（或离子）的电子壳层未被填满，因此带有净磁矩，这些众多原子的磁矩 μ 在通常的温度下由于热扰动，它们的方向是紊乱的，当外加一磁化场 H 时，由于磁场 H 和磁矩 μ 的相互作用，使磁矩在外场方向有较多统计分量，因而呈现顺磁性。可以证明，在通常的磁场 H 及温度 T 下，由 H 和 μ 相互作用的能量远小于热扰动的能量 KT，因此顺磁磁化率一般是很小（一般为 10^{-5} 数量级）。

主要的顺磁性物质有如下几类，一类是含有过渡元素的盐类及大部分过渡元素，另一类是稀土元素，它们都有强顺磁性。对于一般金属来说，情况较复杂，有些是顺磁性的，有些则是抗磁性的或铁磁性的。

5.1.4 铁磁性

在相同的磁化场下，铁磁性物质磁化强度比抗磁或顺磁性物质高得多，并且在不太强的磁场中就可以磁化达到饱和状态。我们通常将铁磁性物质以及亚铁磁性物质（见后）称为强磁性物质，以区别于弱磁性物质，例如顺磁性、抗磁性物质等。例如在 4 kA/m 的磁场下，纯铁的 M_s 值可达 1 700 kA/m，而在同一磁场下，一个通常的顺磁性物质的磁化强度仅为 1 kA/m，即铁磁性比顺磁性效应约大 10^6 倍。铁磁性的其他特点还表现在其磁化率随磁化场作非线性变化，并且反向磁化过程中有磁滞现象。另外，铁磁体的饱和磁化强度随温度升高而下降，到达一定温度时，下降为零，即铁磁性在一定温度以上转变为顺磁性，这个转变温度称居里温度 T_c。

为了说明物质的铁磁性和抗磁性或顺磁性之间的明显差别，法国物理学家外斯（Weiss）于 1907 年提出分子场假说，这个假说包括以下两点内容：1）铁磁性物质内存在一种很强的“分子场”，它可以使各原子磁矩皆同向平行排列，即自发地磁化到饱和，这个过程称为自发磁化。2）在铁磁体内存在若干个自发磁化的区域，称为磁畴，在每个磁畴内自发磁化到饱和，但各个磁畴的磁化方向是各不相同的，因此大块铁磁性物质在总体上一般不显示出强的磁性。

由外斯提出的说明铁磁性的分子场假说，其核心内容业已被证明是正确的，即铁磁性物质存在自发磁化，并且在这种物质中存在自发磁化的磁畴。但是关于“分子场”的本质是什么，外斯当时并不清楚，直到 1928 年，海森堡〔Heisenberg〕指出，这个分子场是来源于量子力学交换力。从量子力学计算得知，在相邻原子的自旋间存在一种交换能：

$$E_{ex} = -2A\sigma_1\sigma_2\cos\varphi \qquad (11.1\text{-}2)$$

式中，σ_1 和 σ_2 为电子 1 和电子 2 的以 h 为单位的自旋角动量；φ 为两自旋间的夹角；A 为交换积分，它和相邻原子中的两个电子交换位置所对应的能量有关，并因为它以积分形式表示，因此称为交换积分。从式（11.1-2）可以看出，若 $A>0$，则 $\varphi=0$ 时交换能最低，即两自旋平行时最稳定；若 $A<0$，则两自旋反平行时最稳定。对于铁磁性物质，由于 $A>0$，则两交换力可使磁体中两相邻原子的自旋平行排列，即自发磁化到饱和。

铁磁性物质可分为三大类，第一类是纯金属，主要为 Fe、Co 和 Ni；稀土金属钆（Gd）的居里温度为 16℃，在此温度以下呈铁磁性，镝（Dy）在低温时也有铁磁性，其居里温度 T_c 为 105 K；第二类是含有 Fe、Co 或 Ni 的化合物，这是在实用上最重要的一类铁磁性物质；第三类是不含 Fe、Co、Ni 而由某些其他过渡元素组成的合金，它们的组成合金元素是非铁磁性的，但以一定的组分配成后，成为铁磁性的。例如赫斯勒（Heusler）合金（Cu_2MnAl，Cu_2MnSn 等），及 CrS，CrTe，$CrBr_3$ 合金等。

5.1.5 反铁磁性及亚铁磁性

物质的反铁磁性特征表现在磁化率和温度的关系上，如图 11.1-1 所示 x 随温度 T 变化的关系曲线，在涅耳点（T_N）有一转折。在 T_N 点以下为反铁磁性，x 随温度升高而升高，在 T_N 点以上，x 随温度升高而下降，表现为顺磁性行为，服从居里-外斯定律。以 $\frac{1}{x}$ 和 T 作图为一直线，此直线和 T 轴交在原点左侧，即 $\theta<0$，这和通常的顺磁性物质（$\theta>0$）是不一样的，按分子场理论，$\theta<0$ 表示分子场力图使物质中的相邻自旋反平行排列。这种磁矩排列方式已为中子衍射所证实。

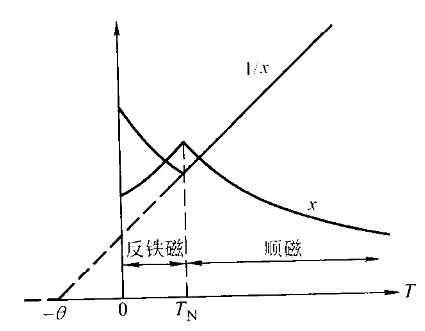


图 11.1-1　物质的反铁磁性特征

关于反铁磁性的来源，首先是由涅耳（Ne'el）用分子场理论加以说明的，它将反铁磁物质分为等同的两个相互穿插的晶格 A、B。每个次晶格中相邻原子磁矩是平行排列的，而从属于 A 和 B 晶格的两层相邻原子的磁矩则是相互平行的。对于每个次晶格 A 或 B 都可发生自发磁化，但由于这两个次晶格的自发磁化强度完全抵消，因此净的自发磁化为零，但在外加磁场作用下可以产生一个弱的磁化。在涅耳点以上，自发磁化消失，因此表现为顺磁特性。和前面讨论铁磁性一样，分子场理论仅是一个唯象地描述，其实质仍然是来源于交换力。反铁磁耦合是和交换积分 $A<0$ 相对应的，在这种情况下，磁体中最近邻的原子磁矩作反平行排列。

金属元素铬和锰是反铁磁物质，许多含有铬和锰的合金是反铁磁性的，多数是含有铬或锰的有序化合物，例如 MnAu、$MnAu_2$、$MnAu_3$、CrSb、CrSe、MnSe、MnTe、Mn_2As 及 NiMn 等，在无序合金中也有反铁磁性的，例如富锰的 Mn-Cu 和 Mn-Au 合金、无序的 MnCr 合金。此外，某些稀土元素在低温的一定区间表现为反铁磁性。另一类反铁磁性物质是 Fe、Co、Ni、Mn 的氧化物、硫化物或卤化物等，例如 MnO、FeO、NiO、MnS、α-Fe_2O_3、FeS、$FeCl_2$、MnF_2、NiF_2 等。

上面所述的反铁磁体由两组自发磁化方向相反的等同次晶格所组成，最近邻的原子磁矩是反平行的，并且大小相等。如果某一晶体的两组次晶格的自发磁化方向相反但大小不等，则合磁化强度是这两个次晶格的磁化强度之差而不为零，则称为亚铁磁体。因此亚铁磁性在原理上和反铁磁性相似但其磁性可以很强，像铁磁性那样。

一些典型的亚铁磁性物质是由铁的氧化物和一些其他的金属氧化物构成，它们统称为铁氧体（Ferrites），是一类应用很广的氧化物磁性材料。

从前面的简要叙述，物质的磁性主要分为抗磁、顺磁、铁磁、反铁磁及亚铁磁性五大类，它们的磁结构以及磁化率随温度的变化可用图 11.1-2 表示出来，以供比较。近年某些稀土元素化合物中还发现一些新的磁结构，由于篇幅所限，这里不再介绍。

5.2 磁效应

1）巴克豪森效应　巴克豪森效应于 1919 年为巴克豪森所发现。试样为一铁棒，其上绕以数百匝线圈，两端经过放大器接在一个扬声器上，当铁棒被磁化并且磁场是连续均匀

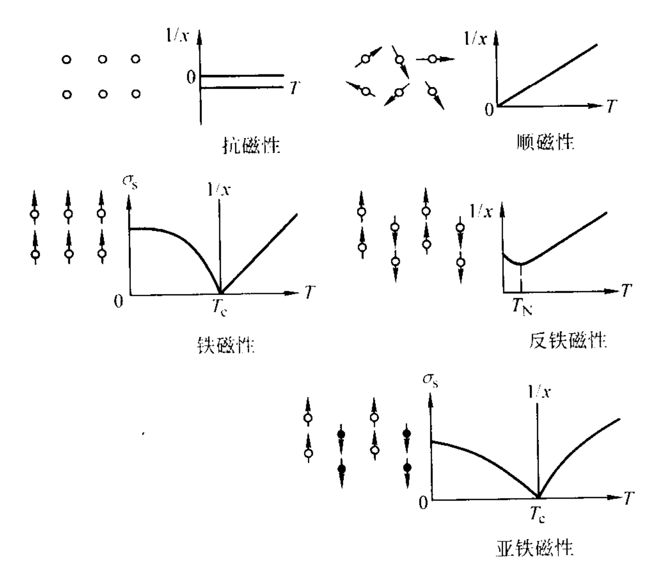


图 11.1-2 物质磁结构及磁化率随温度的变化

增加时，在扬声器中听到的是不连续的啪啪声，这就是所谓的巴克豪森噪声，这个效应称为巴克豪森效应。产生这个效应的原因是由于畴壁在磁化过程中作跳跃式的不可逆位移造成。在历史上巴克豪森效应是最早证明外斯磁畴假说的实验，利用这个效应可以研究磁化的动态过程，也可制作传感器。

2) 磁致伸缩效应 1842 年，焦耳（Joule）发现，当一铁片磁化时，在其磁化方向伸长而在垂直磁化方向缩短，这一效应称为焦耳效应。但以后这一现象称为磁致伸缩，是铁磁性物质普遍存在的效应。对于铁磁晶体来说，磁致伸缩是磁场和方向的函数。随着磁化场的增加，磁致伸缩一直增加到饱和磁化以后，磁致伸缩也达到饱和值。通常以饱和磁致伸缩系数 λ_s 表示，它是铁磁体因磁化而发生的应变。对于不同材料（或方向），λ_s 可正可负。对于 $\lambda_s>0$ 的材料，在磁化方向伸长，在垂直磁化方向缩短；而对于 $\lambda_s<0$ 的材料（如镍），在磁化方向缩短而在垂直磁化方向伸长。对于铁单晶体，沿 $<100>$ 方向 $\lambda_s>0$，而沿 $<111>$ 方向 $\lambda_s<0$。

3) 魏德曼效应 魏德曼效应是指沿长度方向通过电流的铁棒，在纵向磁场中发生扭转的效应。这个效应首先是由魏德曼于 1862 年发现的，其原理如下：当一铁棒通以电流时，在棒的截面中产生圆形磁场 H_1，此磁场和平行棒轴之外磁场 H_2 叠加，结果合成磁场之方向是螺旋形地向着 H_2 方向前进的，故铁棒中的磁化向量是螺旋形的，同时由于沿螺旋方向发生磁致伸缩，结果使磁性棒发生扭曲。上述效应是由磁化而导致伸缩造成形变。反之，如果扭转磁性棒，则会出现逆效应，即在扭力的作用下，有效张力是沿棒的表面而且成 45°方向。

4) 马特西效应 马特西效应是指铁磁棒在受扭力时发生磁化及电流的效应。该效应是在 1947 年由马特西发现。如果对一平行磁场方向放置的铁磁棒加以扭力，则其磁化强度发生变化，并且如果将铁棒两端和检流计相连，则当在棒上加扭力和去除扭力时，可从检流计看出有感生电流。如果仅在第一次磁化时加扭力和去除扭力，然后在进行再磁化时，立即在检流计回路中观察到一脉冲电流。并且发现，在加力扭转时，不管转的方向如何，磁化强度总是先增加后下降。这个效应的来源和材料的磁致伸缩有关，利用马特西效应可以制成应力传感器。

5) ΔE 效应 通过外加应力使磁畴的磁化方向发生改变，从而在通常的弹性变形以外产生附加的弹性变形，因此使弹性模量 E 发生变化，称为 ΔE 效应。磁畴的磁化方向改变可以通过磁化矢量转动或 90°畴壁位移造成，从实验和理论证明，在这两种情况下，ΔE 效应都是和材料的线磁致伸缩成正比的。

弹性模量的变化也可通过自发磁化的改变产生，但对于一般材料来说，由应力造成的自发磁化的变化是很小的，可以略去不计，但对因瓦合金来说，不能忽略体积磁致伸缩的效果。

6) 法拉第效应 设在磁介质中加一静磁场 H_Z 使磁化得到饱和，再加一线偏振电磁波（微波）使其传播方向和 H_Z 平行。则此线偏振的电磁波可分解为两个圆偏振波。由于此二波的相速度不同，沿 H_Z 方向传播 l 距离以后，便产生位相差，二者合成后仍为线偏振波，但其偏振面转动了角度 ϕ $\left(\phi=\frac{\omega}{2}\left(\frac{l}{\nu_+}-\frac{l}{\nu_-}\right)\right)$，这种偏振波在旋磁介质中传播，并且传播方向和 H_Z 平行时，其偏振面旋转的效应称为法拉第效应。一般用每传播单位长度 L 的法拉第旋转角度来表示法拉第效应的大小。可以证明，法拉第旋转角的大小是和磁介质的磁化强度近似成正比的，而和频率 ω 及磁场 H_Z 大小无关。旋转方向决定于 H_Z 的方向，即磁化强度 M 的方向，而与传播方向的正反无关。故电磁波沿正方向传播一段距离以后，再反向传播回原处，偏振面并不复原，这一特点称为法拉第旋转的非互易性。利用这一特性可设计出一系列非互易微波器件，例如法拉第效应环行器、隔离器等。可见光通过旋磁介质也有法拉第旋转效应。可以利用偏振光透过磁介质的旋转来观察磁畴结构。因为不同磁畴的磁化方向不同，使旋转角的大小和方向都不一样。

7) 克尔效应 克尔效应是一种磁光效应。当一束偏振光在铁磁材料的抛光表面反射后，其偏振面会发生偏转，这一现象于 1876 年由克尔（Kerr）首先发现，故称为克尔效应。在一般情况下，克尔效应是指偏振光在铁磁镜面上反射后，其相位和振幅都发生变化。因为偏振面旋转的角度是和磁畴的磁化强度及方向有关，因此从试样表面的不同磁畴上反射光的偏振面旋转的角度不同，所以利用克尔效应可以观察磁畴。

除了磁光效应以外，一种电光效应也称为克尔效应。即当一束偏振光通过某些有机的液体时，在电场作用下，可使偏振面旋转。旋转角和电压有关。

8) 霍普金森效应 如果在很弱的磁场中测量铁磁材料的磁导率随着温度的变化曲线，则在即将到达居里温度以前出现一极大值，此后曲线迅速下降。若在较强的磁场中测量，则不出现这一极大值。这一现象是由 Hopkinson 于 1890 年首先发现的，称为 Hopkinson 效应。产生的原因是由于磁晶各向异性随温度的变化，在接近居里温度时下降得比自发磁化强度的下降更快所致。利用这一效应可以测定材料的居里温度。

9) 磁卡效应 铁磁材料在磁化时温度上升的效应称为磁卡效应。Weiss 和 Piccard 于 1918 年首先观察到，当磁场突然增大时，铁磁体镍或铁的温度将上升。其原因为：当铁磁体被加热时，各个原子自旋吸收一部分热量，使其本身平行排列的有序程度下降；相反，如果突然加一强磁场使自旋平行排列的有序度增加，则必然放出热量，因为是绝热过程，故磁体之温度上升。由于磁卡效应是通过自旋排列的有序程度变化而产生的，因此这个效应在居里温度附近最为显著，这是因为在居里点时，加以同一磁场可使磁化强度有较大的增加。相反，如果在一定温度下突然去掉外加的磁化场，将使磁体的温度下降，因此利用这一效应可以实现磁致冷。

10) 磁电阻和磁阻抗效应 按欧姆定律定义的物质的电阻率 ρ，各种物质在一定的温度下都具有固定值，但若对此物质施加磁场，则电阻率 ρ 的值就会改变。这种现象称之



为磁电阻效应，常以电阻率 ρ 的变化 $\Delta\rho/\rho$ 来表述。早在1930年，马基汗（Mckeehan）就在 Ni-Fe 合金中观察到磁电阻效应。在外磁场为 796 A/m 时，$\Delta\rho/\rho$ 约达 4.2%。大量实验说明，这种早期在铁磁性金属及合金中发现的磁电阻是各向异性的，即 $\Delta\rho/\rho$ 的大小与电流和磁场方向之夹角有关。目前我们称这种磁电阻为各向异性电阻（AMR）。这种 AMR 效应的起因，是自发磁化物质的自旋与轨道的相互作用。1988年 Baibich 等人在 Fe/Cr 多层膜中发现了巨磁电阻（GMR）效应，其起因主要是自旋相关散射。若在高频交变电流下测定试样的阻抗，对于多种软磁合金、非晶或纳米晶软磁合金，均发现在施加外磁场时，其电感或阻抗发生巨大改变，这种现象称为巨磁阻抗效应（GMI）。AMR 磁电阻效应已经在磁记录中得到重要应用，GMR 和 GMI 将在磁记录和传感器领域得到重要发展。

5.3 磁性参量的定义和单位

5.3.1 磁场

磁场 H 可由永磁铁产生，也可由通电流的导线产生。磁场的大小是依据通电流的线圈所产生的磁场来标定的，对于一直径为 D（单位 m）的单匝环形线圈，当通以电流 i（安培）时，在其中心点处的磁场为

$$H=\frac{i}{D} \tag{11.1-3}$$

若 $D=1$ m，$i=1$ A，则 $H=1$ A/m。 (11.1-4)

5.3.2 磁化强度和磁极化强度

磁化强度定义为单位体积中磁矩的向量和，通常以 M 表示：

$$M=\frac{\sum M_m}{V} \tag{11.1-5}$$

式中，M 的单位为 A/m；V 为体积。

也可用单位质量物质的磁矩来表示磁化强度，称为比磁化强度，通常以 σ 表示：

$$\sigma=\frac{M}{d} \tag{11.1-6}$$

式中，d 为物质的密度；σ 的单位为 $A\cdot m^2/kg$。

磁极化强度 J 定义为单位体积中的磁偶极矩的向量和：

$$J=\frac{\sum j_m}{V}=\mu_0 M \tag{11.1-7}$$

可见磁极化强度等于真空磁导率和磁化强度的乘积，其单位为 Wb/m^2（韦伯/米²），它也是表示磁体磁化程度的量。

5.3.3 磁感应强度

磁感应强度也称磁通密度，是磁体中单位面积通过的磁力线数，以 B 表示。而 B、H 和 M 存在下列关系：

$$B=\mu_0 H+\mu_0 M=\mu_0 H+J \tag{11.1-8}$$

可见 B 和 H 或 M 的量纲都不相同，而和 J 的量纲一致，即 B 的单位为 Wb/m^2。

5.3.4 磁化率和磁导率

磁化率有以下几种，定义为：

$$\text{体积磁化率（通常称磁化率）}\ \chi=\frac{M}{H} \tag{11.1-9}$$

因 M 和 H 的量纲相同，故 χ 为量纲为1的量。在金属合金中常用该磁化率。

$$\text{质量磁化率（又称比磁化率）}\ \chi_\sigma=\frac{\sigma}{H}=\frac{\chi}{d} \tag{11.1-10}$$

χ_σ 的单位为 m^3/kg。

磁导率定义为：

$$\mu=\frac{B}{H} \tag{11.1-11}$$

因为 $B=\mu_0 H+\mu_0\chi H$，因此磁导率和磁化率的关系为：

$$\mu=\mu_0(1+\chi) \tag{11.1-12}$$

5.3.5 磁化曲线和磁滞回线

磁化曲线可以分为 M-H 曲线或 J-H 曲线和 B-H 曲线。前者称为内禀磁化曲线，它反映材料的内禀特性，而 B-H 曲线则表示应用性能。

图 11.1-3 是几种物质的磁化曲线示意图，图中曲线 1、2 及 3 分别表示抗磁、顺磁（或反铁磁）及铁磁（或亚铁磁）物质的磁化曲线，可见此三类物质有明显不同的特征。铁磁性物质的磁化曲线特征是易于磁化和达到饱和，并且有磁滞现象，该曲线 3 在磁场较弱时上升很快，而在较强磁场中逐渐趋于饱和，即曲线成为水平线。磁化强度之饱和值称为饱和磁化强度，以 M_s 表示，达到 M_s 所需的磁化场称为饱和磁场，以 H_s 表示，如图中矢号所示。当外场 H 再下降到零时，M_s 下降到 M_r 点，M_r 称为剩余磁化强度。当磁场反向并逐渐增加到 ${}_mH_c$ 值时，磁化强度下降为零，${}_mH_c$ 称为内禀矫顽力。如果反向磁场继续增强，则磁化强度将在反方向逐步增大，最后达到饱和值 $-M_s$。

强磁性（铁磁、亚铁磁）材料的 B-H 曲线及磁滞回线如图 11.1-4 所示。图中矢号表示磁化的进程。$OABB_s$ 曲线为磁化曲线，从 B_s（饱和磁感应强度）经 B_r（剩余磁感应强度）、H_c（矫顽力）到 $-B_s$ 再到 B_s 的回线称为磁滞回线，若磁化不到饱和而作成的回线称为小回线，只有在饱和回线上定出的参数，例如 B_r、H_c 等，才能作为材料特性的标准数据。以下再就 B-H 曲线所涉及的几个技术磁性参数加以说明。

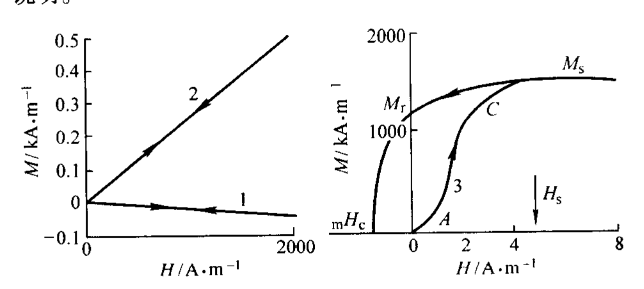


图 11.1-3 几种典型材料的磁化曲线

1—抗磁；2—顺磁或反铁磁；3—铁磁

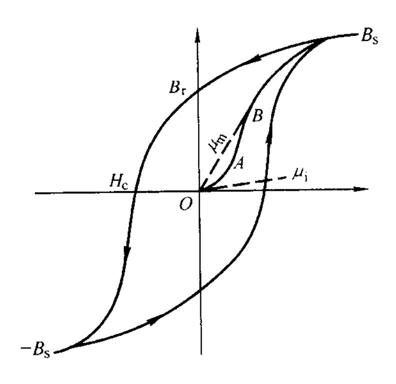


图 11.1-4 B-H 磁化曲线及磁滞回线

5.3.6 饱和磁感应强度 B_s

对于 B-H 磁化曲线，即使在强磁场中，也不可能成为水平线，因此 B_s 的饱和值由下式确定：

$$B_s=\mu_0 H_s+\mu_0 M_s \tag{11.1-13}$$

式中，H_s 为使磁化强度达到饱和值时所需的最小磁场。在一些高磁导率的软磁材料中，由于 $H_s\ll 4\pi M_s$，因此也可以用 $4\pi M_s$ 代替 B_s。

5.3.7 起始磁导率 μ_i 和最大磁导率 μ_m

起始磁导率也叫初始磁导率，定义为在 B-H 磁化曲线起

始处的斜率（见图 11.1-4 中的虚线）：

$$\mu_i = \lim_{H\to 0}\frac{B}{H} \tag{11.1-14}$$

因此，测定 μ_i 比较严格的方法是先作出弱场中的 μ-H 曲线，然后将 H 外推到零而定出 μ_i 值。但在工业应用中，为了简便起见，常常规定在某一弱场下的磁导率为 μ_i。在 CGS 单位制中，规定弱场的值为 1 mOe 和 5 mOe，而将这种起始磁导率分别记作 μ_1 和 μ_5。今若采用 MKSA 制，则上述磁场对应为 0.08 A/m 和 0.4 A/m，因此相应的起始磁导率可记作 $\mu_{0.08}$ 和 $\mu_{0.4}$。在实际应用中，人们也常常将初始磁导率写作 μ_0。

沿一条磁化曲线上磁导率的最大值称为最大磁导率，以 μ_m 表示，它可以从原点作磁化曲线的切线来确定。

5.3.8　矫顽力 H_c

H_c 是指在 B-H 饱和磁滞回线上使 B 变为零时所需的反磁化场，它和内禀矫顽力 $_MH_c$ 或 $_JH_c$ 是不同的。对于软磁材料来说，它们相差不大，但对于高矫顽力的材料来说，有明显差别。

5.3.9　磁能积 $(BH)_m$

处在坐标轴的第二象限的一段磁滞回线称为退磁曲线。在退磁曲线上任意一点 P 的坐标 H 和 B 的乘积称为磁能积。磁能积是单位体积的永磁体在磁路缺口空间中所产生的能量的度量。可以证明，体积为 V 的环状永磁体在体积为 V_g 的缺口空间所产生的磁场 H_g 的大小为：

$$H_g = \left(\frac{BHV}{\mu_0 V_g}\right)^{\frac{1}{2}} \tag{11.1-15}$$

式中，V 是永磁体的体积；B、H 为磁体中的磁感和磁场。可见若 V 和 V_g 一定，则 H_g 正比于磁能积 (BH)。为了在缺口处产生最强的磁场，要求永磁体在最大磁能积的状态工作。在每种永磁材料的退磁曲线上总会存在它的最大磁能积，以 $(BH)_m$ 表示（见图 11.1-5），它是衡量永磁材料的重要参数，通常我们可用作图法求出相当于 $(BH)_m$ 的 P 点近似位置，如图 11.1-5 所示，和 P 点对应的 B 和 H 的乘积即可作为 $(BH)_m$ 值。

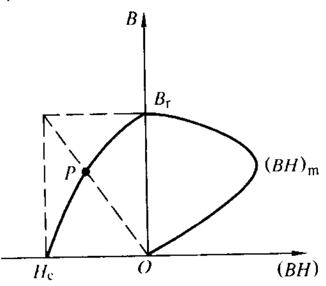


图 11.1-5　最大磁能积示意图

5.3.10　磁各向异性常数

若一磁性物质沿不同方向测量出的磁性不同，则此现象称为磁各向异性。磁各向异性主要分为两大类，一类是磁晶各向异性，存在于所有晶态磁性材料中；另一类是感生磁各向异性，是在一定条件下感生的。

磁晶各向异性是由晶体结构的各向异性造成。若沿铁单晶体的不同晶轴方向测量磁化曲线，则可看出［100］方向最易磁化，称为易磁化方向；［111］方向最难磁化，称为难磁化方向。对于镍单晶，情况正好相反，［111］是易磁化方向，［100］是难磁化方向。对于钴单晶，沿［0001］轴是易磁化方向。对于单位体积的晶体沿不同晶轴方向磁化到饱和所作的功和易磁化方向磁化到饱和所作的功的差称为某一方向的磁晶各向异性能。对于立方晶体，沿（α_1，α_2，α_3）方向的磁晶各向异性能可表示成：

$$E_K = K_1(\alpha_1^2\alpha_2^2 + \alpha_2^2\alpha_3^2 + \alpha_3^2\alpha_1^2) + K_2\alpha_1^2\alpha_2^2\alpha_3^2 \tag{11.1-16}$$

式中，α_1、α_2、α_3 为磁化强度的方向余弦；K_1 和 K_2 为磁晶各向异性常数。对于六方晶体，由于它的单轴对称性，磁晶各向异性能可表示成：

$$E_K = K_1\sin^2\theta + K_2\sin^4\theta \tag{11.1-17}$$

式中，θ 为磁化强度和［0001］轴的夹角。

感生磁各向异性和磁晶各向异性不同，不是材料本身固有的，而是由外加条件造成的。最常见的感生磁各向异性是由磁场退火或应力退火产生，一般具有单轴特性，此种磁各向异性能可表示为：

$$E_a = K_u\sin^2\theta \tag{11.1-18}$$

式中，θ 为磁化向量和退火时所加磁场或应力方向的夹角；K_u 称为感生磁各向异性常数。

磁晶各向异性常数和感生磁各向异性常数统称为磁各向异性常数。

5.3.11　磁致伸缩和磁弹性能

铁磁物质在磁场中磁化或发生自发磁化时，它的长度发生伸长或缩短，这一现象称为磁致伸缩。对于长度为 l 的磁体，由于磁化而使长度改变 Δl，则线磁致伸缩系数为 $\lambda = \frac{\Delta l}{l}$。若材料的 λ 值随磁化场的增强而增大，在达到某一磁场时，磁化强度达到饱和，λ 值也达到饱和，称为饱和磁致伸缩系数，以 λ_S 表示。在 λ 小于 λ_S 的范围内磁化时，磁体体积不发生变化，在 λ 达到 λ_S 值以后，在强磁场下 λ 值仍继续变化，这增加的部分称为强迫磁致伸缩，它来源于磁体的体积变化。

由于磁性材料在磁化时要发生弹性应变，如果此材料同时受到一个应力（外力或内应力）的作用，则在其中存在一个由磁致伸缩 λ_S 和应力 σ 耦合的能量，称为磁弹性能。对于 λ_S 为各向同性的磁体，在单轴应力 σ 的作用下，当应力与磁化强度的夹角为 θ 时，可以算得磁弹性能为：

$$E_\sigma = \frac{3}{2}\lambda_S\sigma\sin^2\theta \tag{11.1-19}$$

此式说明，对于 $\lambda_S > 0$ 的材料（例如 50%Ni-Fe 合金），当加一张力（$\sigma > 0$），则 θ 为零时能量最低，此时磁化强度将转向张力方向；若加一压力（$\sigma < 0$），则 θ 为 90°时能量最低，此时磁化强度将转向与压力垂直的方向。读者不难根据式（11.1-19）说明应力对 $\lambda_S < 0$ 材料的应用。

将式（11.1-19）和式（11.1-18）进行比较，可见两者具有同一形式，意即磁体在单方向应力作用下，形成了一个新的单轴磁各向异性能，其相应的磁各向异性常数为 $\frac{3}{2}\lambda_S\sigma$。

5.3.12　退磁因子及退磁场能量

一个铁磁体在磁化状态，如果是开路的，则在磁体两端出现 N 极和 S 极，因而出现从 N 极走向 S 极的磁场，此磁场的方向是和该磁体磁化强度 M 的方向相反的，它有使磁化强度减退的倾向，称之为退磁场。对于椭球形磁体，在磁场中可以均匀磁化，退磁场 H_d 和磁化强度 M 成正比关系，可表示为：

$$H_d = -NM \tag{11.1-20}$$

式中，N 为退磁因子；负号表示 H_d 与 M 方向相反。若一开路磁体放在外磁场 H_a 中，则实际作用到磁体内部的磁场为：

$$H = H_a + H_d \tag{11.1-21}$$

可见，由于存在退磁场而使磁化场 H 小于外磁场 H_a。

关于椭球形磁体的退磁因子是可以计算出来的。若椭球的三个轴为 a、b 和 c，沿此三个轴方向的退磁因子分别为



N_a、N_b 和 N_c，则可以证明：

$$N_a + N_b + N_c = 1 \quad (11.1\text{-}22)$$

由此可以计算出几种简单形状磁体的退磁因子。

5.3.13 磁学量的单位

在磁学及磁性材料领域中，多年来采用两种单位制，一种是CGS电磁单位，另一种是MDSA单位，亦即国际单位(SI)。近年来，虽然大力推广采用SI单位制，但在磁学领域中，在国外的著名刊物中仍然是两制并存。这一方面是由于历史原因，另一方面也由于在磁学领域中采用CGS制有其方便之处。例如，在CGS制中，由于真空磁导率为1，不必引用 μ_0 这个常数而使表达式简化。

本书全部采用SI单位制，但由于上述原因，读者应能同时熟悉这两种单位制，能掌握磁学量在此两制中的转换关系。今扼要说明如下：在CGS制中，最常用的磁学量关系为：

$$B = H + 4\pi M,\ \chi = \frac{M}{H},\ \mu = \frac{B}{H} = 1 + 4\pi\chi \quad (11.1\text{-}23)$$

在真空中 $B = H$，$\mu = 1$。

各量的单位如下：H，Oe；B，Gs；M，emu/cm³；χ，Gs/Oe；μ，Gs/Oe。

在SI制中，最常用的磁学量关系为：

$$B = \mu_0 H + \mu_0 M, J = \mu_0 M, \chi = \frac{M}{H}$$

$$\mu = \frac{B}{H} = \mu_0(1 + \chi), \mu_r = \frac{\mu}{\mu_0} = 1 + \chi \quad (11.1\text{-}24)$$

在真空中：$B = \mu_0 H$，$\mu_0 = 4\pi \times 10^{-7}\ H/M$

各量的单位如下：H，A/m；B，T或Wb/m²；M，A/m；J，T；χ，量纲为1；μ，H/m。以上这些量在两单位制中有如下的数值关系：

H：1 A/m = $4\pi \times 10^{-3}$ Oe

B：1 Wb/m² = 1 T = 10^4 Gs

M：1 A/m = 10^{-3} Gs

χ：SI制中的值是CGS制中的 4π 倍

μ：SI制中的 μ_r 值与CGS制中的 μ 值相等

SI制中的 μ 值是CGS制中 μ 值的 $4\pi \times 10^{-7}$ 倍，即：

1 H/m = $4\pi \times 10^{-7}$ Gs/Oe，1 mH/m = 12.6 Gs/Oe

5.4 在交变磁场中的磁化

以上各节中所讨论的问题都是关于在直流或缓慢变化的磁场下磁化的问题，也就是通常所说的静态或准静态磁性，即不考虑 B 和 H 随时间的变化。事实上，铁磁体在磁化过程中，当外加一定磁场 H 后，磁感应强度 B 并不能立即达到它的最终值。因此当铁磁体在交变场中磁化时，B 和 H 间出现位相差，由此产生附加的能量损耗。另一方面，对于金属磁性材料来说，由于它的电阻率较低，因其中磁通量的迅速变化而起显著的涡流效应，对材料的交流磁性有显著的影响。

5.4.1 交变场中的磁导率

在交流磁化的条件下，要求磁导率包含新的内容，它不但能描述类似静态磁化的那种导磁能力的大小，而且还要把 B 和 H 间存在的位相差也反映出来，这就必须采用复数形式来表示，这就是复数磁导率。

铁磁材料在弱交变场中磁化时，假定 H 和 B 皆是按正弦曲线变化，B 落后 H 的位相差为 δ，用复数形式表示，则有：

$$\widetilde{H} = H_m e^{i\omega t} \quad \widetilde{B} = e^{i(\omega t - \delta)}$$

复数磁导率定义为：

$$\widetilde{\mu} = \frac{\widetilde{B}}{\widetilde{H}} = \frac{B_m}{H_m}\cos\delta - i\frac{B_m}{H_m}\sin\delta \quad (11.1\text{-}25)$$

令 $\mu_1 = \frac{B_m}{H_m}\cos\delta \quad \mu_2 \frac{B_m}{H_m}\sin\delta$

则

$$\widetilde{\mu} = \mu_1 - i\mu_2 \quad (11.1\text{-}26)$$

可见复数磁导率是由实数部分 μ_1 和虚数部分 μ_2 构成。复数磁导率的模为 $|\widetilde{\mu}| = \sqrt{\mu_1^2 + \mu_2^2}$，也称为总磁导率或振幅磁导率。实数部分 μ_1 的物理意义和静态磁导率相同，表示磁能的储存，而虚数部分 μ_2 的物理意义和静态磁导率完全不一样，它表示磁能的损耗。由于复数磁导率的概念与数学表达方式仅在 B 和 H 皆保持正弦的条件下才成立，因此只能在弱场磁化的范围内适用。

除了复数磁导率以外，在实际应用中还采用一些其他的交流磁导率（动态磁导率）以测量软磁材料的性能，例如峰值磁导率、电感磁导率、阻抗磁导率等，这里不进行详细介绍。

5.4.2 趋肤效应

金属磁性材料在交变场中磁化时，由于涡流造成趋肤效应使测得的磁导率随频率增高而急剧下降。

当一金属磁体在交变场 $H = H_{m0}e^{i\omega t}$ 中磁化时，由涡流产生的磁通和外磁场的方向相反，因此使外磁场振幅在进入金属内部以后，随进入的深度 Z 按指数形式下降。当外磁场的振幅减少到原来 H_{m0} 的 $1/e$，时的深度称为趋肤深度，以 d_s 表示。若材料的电阻率为 ρ，交变场的频率为 f，则可以计算出趋肤深度为：

$$d_s = 503\sqrt{\frac{\rho}{\mu f}} \quad (11.1\text{-}27)$$

式中，ρ 的单位为 Ω·m；d_s 的单位为 m；μ 用磁导率的相对值。显然可见，为了使材料均匀磁化，我们希望有较大的趋肤深度。只有当 d_s 值比试样的厚度 d 大得多时才可以认为试样的磁化是均匀的。

5.4.3 磁损耗

磁性元件都是由磁化线圈和磁芯两部分组成，在线圈中通过交流电进行磁化时要损耗能量，一部分是由于线圈中的电阻所造成的损耗，称为铜损，另一部分是由于磁性材料本身在磁化和反磁化过程中所损耗的能量，称为磁损耗，或简称为铁损。磁损耗主要包括磁滞损耗、涡流损耗和剩余损耗三部分，可写成：

$$P_m = P_h + P_{ed} + P_c \quad (11.1\text{-}28)$$

（1）磁滞损耗

单位体积的铁磁材料在磁化一周时 由于磁滞的原因而损耗的能量，称为磁滞损耗 W_h，它的值等于静态磁滞回线围成的面积，即：

$$W_h = \oint HdB \quad (11.1\text{-}29)$$

式中，W_h 的单位为 J/m³，在频率为 f 的交变场中，每秒内的磁滞损耗为：

$$P_h = fW_h = f\oint HdB \quad (11.1\text{-}30)$$

（2）涡流损耗

当铁磁性物质在交变磁场中反复磁化时，由于其磁通量的反复变化，则在环绕磁通量的变化方向上出现感应电动势，因此出现涡流效应。实际金属磁体在交变场中磁化时，由于退磁场的影响，磁化是不均匀的，加上 B 和 H 间复杂的函数关系，使得涡流损耗的计算成为难题。但在一些简单的理想条件下，例如假定磁体的磁化在各处都是均匀的，并且磁感的变化都按时间的正弦函数变化，涡流损耗是可以计算的。就金属磁性材料来说，最常用的薄板（或薄带）形式，计算出的单位体积涡流损耗（W/m³）为：

$$P_e = \frac{1}{6}\frac{\pi^2 f^2 B_m^2}{\rho}d^2 \quad (11.1\text{-}31)$$



式中，工作磁感应强度 B_m 的单位为T；带厚 d 的单位为m；材料电阻率 ρ 的单位为 $\Omega\cdot m$。上面公式说明涡流损耗是和频率、磁感及厚度的平方成正比，而和电阻率成反比。应用式（11.1-31）计算的结果和从热轧硅钢片测得的实验结果比较接近，但和大晶粒的冷轧硅钢片测得的实验结果相比，实验值比计算值往往大2~3倍或更多。这个现象曾被认为是一种反常，而将这部分多余的损耗称为“反常损耗（P_a）”，而按式（11.1-31）计算的 P_e 值，则叫理论或经典涡流损耗。这样，实测得的涡流损耗 P_{ed} 应是 P_e 和 P_a 之和。进一步研究发现，反常损耗的出现是由于在对涡流损耗的计算式中未考虑磁畴结构所致。

（3）剩余损耗

从式（11.1-28）中可以看到，从总的磁损耗中扣除磁滞及涡流损耗以后，余下的损耗统称为剩余损耗，它是由磁性后效引起的损耗。在金属磁性材料的中观察到的后效损耗主要有以下两种，一种称为李希特（Richter）后效，另一种称为约旦（Jorden）后效。它们在总损耗中占比例较小。

编写：王新林（钢铁研究总院）
何开远（东北大学）
陈国钧（首钢冶金研究院）

第2章 软 磁 合 金

软磁材料一般是指矫顽力（H_c）低于几百安每米的铁磁性或亚铁磁性材料，其最大特征是磁滞回线面积小而窄，磁导率（μ）高而矫顽力（H_c）低。

铁磁性软磁材料是指金属软磁材料，亚铁磁性软磁材料是指铁氧体（氧化物）软磁材料（后者未纳入本书范围）。这二类材料因各有特点而拥有自己广阔的应用领域，前者主要用于低频，后者主要用于高频范围，二者之间不能完全替代。

金属软磁材料用途广泛，品种繁多，性能各异，有以下几种分类方法。

按磁特性分为高磁导率（μ）合金、矩形回线合金和低剩磁（B_r）的扁平回线合金等。按用途可分为电力技术用的电机、变压器铁芯材料，电子技术用的音频、高频变压器、脉冲变压器、磁放大器、互感器、磁头、磁屏蔽材料等。

按组织结构可分为传统的结晶态材料以及新兴的非晶态、超微晶（或纳米晶）软磁材料等。

晶态软磁合金按合金成分可分为电工钢（见本篇第3章）、FeNi合金、FeSiAl合金、FeAl合金、FeCo合金以及FeCr合金等，这些都是传统的结晶态合金，现分别叙述如下。

1 铁镍系合金

1.1 概述

铁镍系软磁合金一般通称为坡莫合金，是英文Permalloy字头的译音，意为导磁合金。最早是由美国Bell Telephone Lab命名的。现在已成为磁学的专用名词，专指质量分数为Ni34%～84%的二元或多元Ni-Fe基软磁合金。

在软磁材料的发展史上，铁镍系坡莫合金的发现和发展是一个重要的突破，可以说它是软磁材料中最有代表性的合金，这是因为：①综合磁性能优异，在弱磁场中具有高的磁导率，低的矫顽力而著称。例如，0.1 mm厚的薄带在0.08 A/m的弱磁场中的起始磁导率（μ_i）可达200 000以上，最大磁导率（μ_m）可达1 300 000以上，矫顽力（H_c）可在0.16 A/m以下。②近年来利用调整成分及采用适当的工艺，已能在很宽的范围内控制合金的磁性能，例如磁导率和矫顽力可有10^3～10^4的变化。除了在弱磁场下应用的高μ_i合金外，还出现了高频低损耗，高硬度高磁导率，低B_r的大磁感增量，恒磁导率等类型的合金，以适应不同的应用要求。③具有良好的冷加工塑性，可轧成厚度仅为0.5 μm的超薄带，可以满足高频技术和计算技术发展的需要。④铁镍坡莫合金的使用十分广泛，特别是作为导磁元器件，成为通讯、广播、雷达、宇航、计算技术和精密仪器仪表等工业不可缺少的基础材料。

铁镍系坡莫合金除具有上述特点外，也有它的不足，这主要是：①含镍等昂贵元素较多，成本高；②合金磁性对工艺因素变动十分敏感，为了获得较好的磁性，一般要求采用真空冶炼、多辊轧机冷轧，高纯氢气或高真空退火，有时还要进行纵向或横向磁场热处理等，不仅生产设备复杂，而且工艺操作严格，否则难以保证产品的性能及其一致性。③合金的饱和磁感应强度（B_s）值较低，不宜做电力和配电变压器等在高磁通条件下工作的铁芯材料。此外，其磁性受环境条件，特别是应力、冲击等的影响较大。由于有以上弱点，几十年来各国都在研究不含或少含镍的替代材料。由于其具有多种优异的性能，至今仍然是最重要的软磁材料之一。

1.1.1 相图和结构

铁和镍都是内电子层未填满的过渡金属，图11.2-1为铁镍二元合金相图，该图是平衡相图，仅在十分缓慢冷却的条件下才能获得。由图11.2-1可知，镍在固态只有一种形态，即面心立方γ相。铁在912℃处有同素异构转变，912℃以上是面心立方γ-相，912℃以下是体心立方α-相。镍加入铁中后扩大了铁的γ相区，图11.2-2示出含镍质量分数在35%以下的合金的实用状态图，它是在通常工业中实现的冷却和加热速度的条件下测定的（冷却速度不低于每天10℃），因此是一个实用的状态图。由图11.2-2可知，在一般实用的冷却条件下，含镍质量分数在30%以上的合金在室温时都为单相的面心立方（γ）结构，在镍低于30%时，有α⇔γ相变。（α+γ）两相区的界限，由于热滞现象在加热和冷却时有差异。

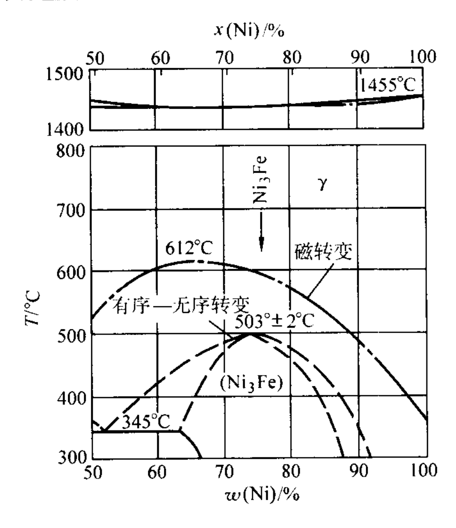


图 11.2-1 Fe-Ni合金的平衡相图

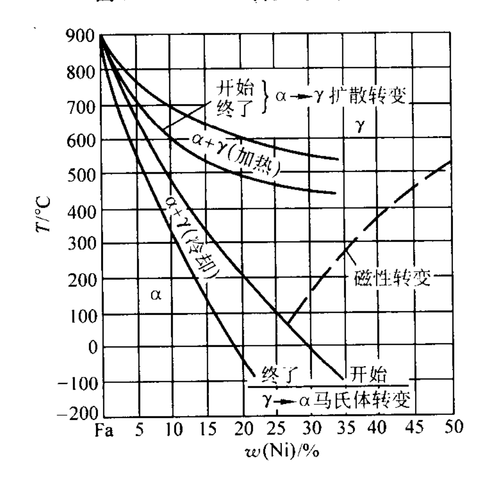


图 11.2-2 在低Ni区Fe-Ni合金的适用状态图

相图中Ni_3Fe，FeNi，Fe_3Ni的成分处会发生有序无序转变。其中对磁性影响最大的是在镍含量质量分数为79.5%，（摩尔分数为75%）附近的Ni_3Fe有序转变，其有序转变温度为503℃±2℃，在Ni_3Fe标准成分的上下10%Ni的范围内可能都存在这个转变。在发生有序转变时，合金的点阵常数和物理性能都会发生变化。

1.1.2 基本物理性能和力学性能

图11.2-3为铁镍系合金的成分对某些电磁性能的影响，图11.2-4为镍含量对Fe-Ni合金密度（d）、电阻率（ρ）和线胀系数（α）的影响，分别叙述如下。

镍的饱和磁感应强度（B_s）约为0.57 T，铁的 B_s 约为2.158 T，镍加到铁中 B_s 值要下降，但在镍含量 w（Ni）= 48%处 B_s 最大（达1.6 T），在 Ni_3Fe 有序成分区，有序转变可使 B_s 有不超过6%的变化。

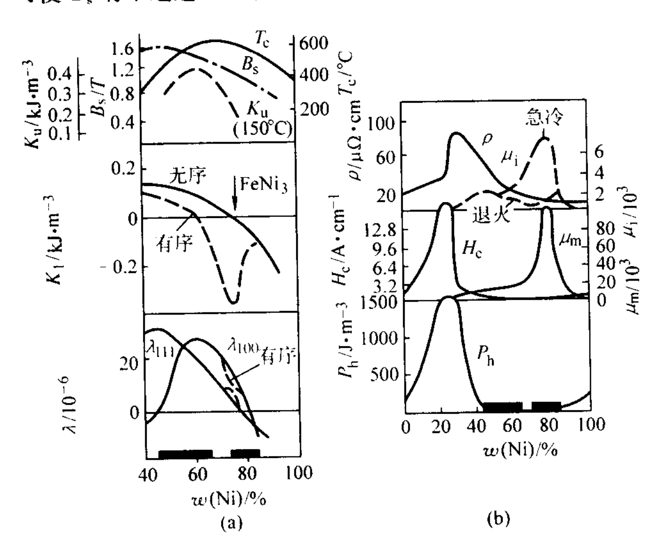


图11.2-3 Fe-Ni合金的成分对某些电磁性能的影响
（黑区为商用合金Ni含量范围）

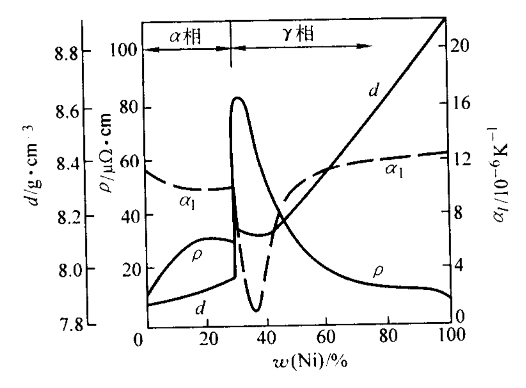


图11.2-4 Fe-Ni合金的密度（d）、电阻率（ρ）和线胀系数（α_l）随镍含量的变化

镍的居里温度（T_c）为358℃，铁的 T_c = 770℃，铁中加入镍使 T_c 下降，但在 w（Ni）65%～68%处，T_c 达最高（约612℃）。T_c 不因合金冷却速率不同而有明显变化。

热磁感生各向异性常数（K_u）则在 w（Ni）约为65%Ni处最大。

面心立方晶格纯镍的易磁化方向是<111>，难磁化方向是<100>，其磁晶各向异性常数（K_1）约等于 -0.548×10^4 J/m³。体心立方纯铁的易磁化方向是<100>，难磁化方向是<111>，其 K_1 约等于 $+4.81\times10^4$ J/m³。镍加入铁中使 K_1 从正值向负值方向变化，同时易磁化方向也从<100>晶向（$K_1>0$）转向<111>晶向（$K_1<0$）。

多晶镍的饱和磁致伸缩系数 $\lambda_s = -33\times10^{-6}$，<100>方向的磁致伸缩系数 $\lambda_{100} = -45.9\times10^{-6}$，<111>方向的 λ_{111} 为 -24.3×10^{-6}。多晶铁的 $\lambda_s = -4.4\times10^{-6}$，$\lambda_{100} = 20.7\times10^{-6}$，$\lambda_{111} = -21.2\times10^{-6}$。$\lambda_{100}$ 在45和81%Ni处通过零值，λ_{111} 在80%Ni处通过零值。

Ni_3Fe 有序无序转变对 K_1 和 λ 都有影响，但对 K_1 的影响更大。在快冷无序状态，76%Ni处 $K_1\cong0$，在慢冷有序状态，w（Ni）= 64%处的 $K_1\cong0$。

铁镍合金的起始和最大磁导率（μ_i 和 μ_m）、矫顽力（H_c）、磁滞损耗（P_h）都是结构敏感的性质，除了与成分有关外还与结构状态有关。

在室温附近合金系的电阻率、密度和线胀系数随镍含量的变化示于图11.2-4，可见合金在 w（Ni）= 30%附近发生 $\alpha\Leftrightarrow\gamma$ 转变，使物性发生突变。纯Fe的 $\rho = 0.1\ \mu\Omega\cdot$m，纯镍的 $\rho = 0.065\ \mu\Omega\cdot$m，二者组成合金后使 ρ 增加，大约在 w（Ni）= 30%处 ρ 达到最大值。w（Ni）> 30%时，在室温下皆为γ相区，ρ 随镍含量的增加明显单调下降，w（Ni）= 80%合金的 ρ 值只相当于 w（Ni）= 50%合金 ρ 值的一半。Ni_3Fe 有序无序转变，可以使 ρ 值发生12%左右的变化，但线胀系数 α 在 w（Ni）= 36%附近出现最低值，这是由于所谓"因瓦"效应引起的。典型铁镍合金的力学性能如表11.2-1所示。

表11.2-1 典型铁镍合金力学性能

合金成分（质量分数）	状态	屈服强度/MPa	抗拉强度MPa	硬度		伸长率 δ/%	弹性模量/GPa
				RB	HV		
Ni36Fe	冷轧		990		290		130
	退火		540		115		130
Ni50Fe	冷轧		910	100		5	170
	退火	280	560	68		32	170
Ni79Mo4	冷轧		950	100		4	210
	退火	150	540	58		38	210
Ni77Mo4Cu5	冷轧		910		290		185
	退火		540		110		185

1.1.3 分类和用途

铁镍合金可以按成分、性能或用途进行分类，图11.2-3上的黑影区示出了在技术上常用的两类成分（质量分数）区：45%～68%Ni的中镍合金和72%～84%Ni的高镍合金，在每一个成分区都可获得不同磁滞回线的合金：①正常回线的高磁导率合金。铁镍合金在大多数情况下，是利用其在弱磁场中的"软"特性，即在静态特性上（在直流磁场中），有尽量高的 μ_i、μ_m 和 B_s 值，尽量低的 H_c 值，矩形比 B_r/B_m 适中（约为0.6～0.8）。在动态特性上（在交流磁场中），有尽量低的损耗，尽量高的交流磁导率等。这类合金包括高 μ_i 合金，高频低损耗合金，高HV、高 μ_i 合金、较高 B_s、高 μ 合金等，主要用作弱或中等磁场中具有高灵敏度场合。例如小型的各类变压器、继电器、漏电开关、微电机、磁调制器、录音磁头等铁芯材料及磁屏蔽，仪表中磁路元件等。②具有矩形磁滞回线的合金。主要利用其矩形比（B_r/B_m）接近于1的特性，广泛用于磁放大器、变换器、双极性脉冲变压器以及计算机中的记忆和存储元件等。③具有低剩磁的扁平磁滞回线合金。主要利用其在相当宽的磁场强度范围内，μ 值恒定不变或变化很小或具有大的磁感增量（ΔB）的特性，用在单极性脉冲变压器、滤波扼流圈、不变误差的互感器、电磁阀、电感元件等。上述三类合金的磁滞回线示于图11.2-5。

按照应用性能和国家标准，通常分类如下。

1.2 高起始磁导率（μ_i）合金

根据技术磁化理论，起始磁化阶段即在弱磁场中的可逆

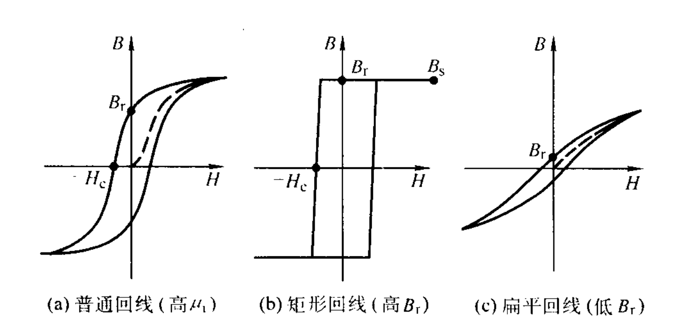


图 11.2-5 三类不同的磁滞回线

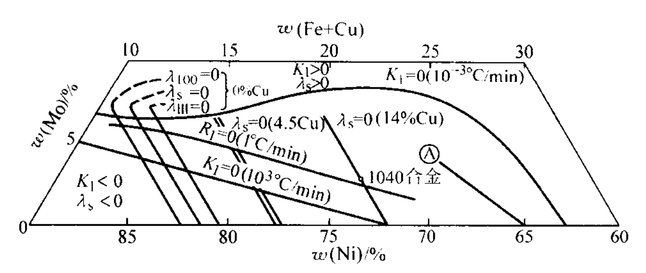


图 11.2-6 Ni-(Fe+Cu)-Mo 系坡莫合金的 K_1 和 λ 与成分和热处理工艺的关系

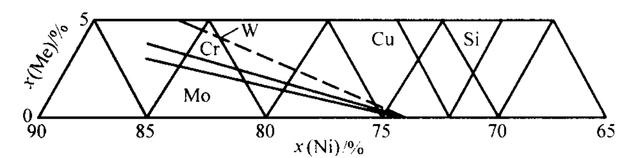


图 11.2-7 Ni-Fe-Me（Me=Mo、Cr、W、Cu、Si）无序三元合金 $K_1=0$ 的线

磁化阶段，其 μ_i 由可逆畴壁位移或可逆畴转所决定。

不论是哪种磁化过程，要提高 μ_i 必须：①$K_1\lambda_s$ 接近于零；②应力 σ 接近于零；③合金中杂质少且聚集成团；④晶粒粗大，有利于使 $2L/\delta$ 增大（$2L$ 为磁畴宽度，δ 为畴壁厚度）；⑤合金的 M_s 要高。

图 11.2-6 是Ni-(Fe+Cu)-Mo 的 K_1 和 λ（图中可用 Cu 替换 Fe）在三种冷速下 $K_1=0$ 的线和质量分数为 0% Cu、4.5%Cu、14%Cu 的 $\lambda=0$ 的线。$\lambda=0$ 线的 Ni 含量不变。高 μ_0 合金一般在 $K_1=0$ 和 $\lambda=0$ 线的相交处。A 线与磁退火关系很密切，是矩磁合金的成分线。

图 11.2-7 为 Ni-Fe-Me（Me=Si、Cn、Cr、W、Mo）三元无序合金 $K_1\to 0$ 的成分线。

为了获得高的 μ_i，无论是二元还是多元 Ni-Fe 系合金都必须先选择合适的成分，使 $\lambda\to 0$，再控制热处理时的冷却速度，获得临界的 Ni_3Fe 短程有序度，使 $K_1\to 0$。这就是获得高 μ_i 的物理前提。其中，在经过高温氢气净化退火的合金中，控制合金的成分和热处理使 K_1、λ_s 接近于零，最为关键。

这类高 μ_i 合金在工业中有广泛的应用，各国均有定型的生产牌号。我国国家标准（GBn 198—88）中所列的牌号和性能见表 11.2-2。

表 11.2-2 中国国家标准中所列的高磁导率合金及其性能（摘自 GBn 198—1988）

合金牌号	产品种类	级别	厚度或直径/mm	在 0.08 A/m（0.001 Oe 磁场强度中的磁导率）$\mu_{0.08}$ ≥	最大磁导率 μ_m ≥	饱和磁感应强度 B_s/T ≥	矫顽力（在饱和磁感应强度下）H_c/A·m^{-1} ≤
1J76 (Ni76CuCr)	冷轧带材		0.02~0.04	15 000	60 000	0.75	4.8
			0.05~0.09	18 000	100 000	0.75	3.2
			0.10~0.19	20 000	140 000	0.75	2.8
			0.20~0.50	25 000	180 000	0.75	1.4
1J77 (Ni77CuMo)	冷轧带材		0.05~0.09	30 000	140 000	0.60	2.0
			0.10~0.19	40 000	180 000	0.60	1.2
			0.20~0.34	50 000	220 000	0.60	1.0
			0.35~0.50	60 000	250 000	0.60	0.8
1J79 (Ni79Mo4)	冷轧带材	Ⅰ	0.005	10 000	35 000	0.75	6.4
			0.01	14 000	70 000	0.75	4.8
			0.02~0.04	15 000	90 000	0.75	4.0
			0.05~0.09	18 000	110 000	0.75	2.8
			0.10~0.19	20 000	130 000	0.75	2.0
			0.20~0.34	22 000	180 000	0.75	1.6
			0.35~1.00	24 000	200 000	0.75	1.2
			1.10~2.50	22 000	180 000	0.75	1.6
			2.51~3.00	21 000	150 000	0.75	2
		Ⅱ	0.005	12 000	60 000	0.75	4.8
			0.01	16 000	90 000	0.75	3.2
			0.02~0.04	20 000	100 000	0.75	2.4
			0.05~0.09	20 000	120 000	0.75	1.6
			0.10~0.19	22 000	150 000	0.75	1.2
			0.20~0.34	25 000	200 000	0.75	1.2
			0.35~1.00	30 000	220 000	0.75	1.0
			1.10~2.50	25 000	180 000	0.75	1.2
		Ⅲ	0.01	20 000	120 000	0.73	2.4
			0.02~0.04	25 000	150 000	0.73	1.6
			0.05~0.09	30 000	200 000	0.73	1.2
			0.10~0.19	30 000	200 000	0.73	1.2
			0.20~0.34	30 000	220 000	0.73	1.0
			0.35	35 000	250 000	0.73	1.0
	热轧（锻）扁材		3~22	20 000	100 000	0.75	2.4
	热轧（锻）棒材		8~100	20 000	100 000	0.75	2.4



续表 11.2-2

合金牌号	产品种类	级别	厚度或直径/mm	在0.08 A/m（0.001 Oe 磁场强度中的磁导率）$\mu_{0.08}\geqslant$	最大磁导率 $\mu_m\geqslant$	饱和磁感应强度 B_s/T≥	矫顽力（在饱和磁感应强度下）H_c/A·m⁻¹≤
1J80 (Ni80CrSi)	冷轧带材	Ⅰ	0.005	8 000	30 000	0.65	8.4
			0.01	14 000	60 000	0.65	4.8
			0.02～0.04	18 000	75 000	0.65	4
			0.05～0.09	20 000	90 000	0.65	3.2
			0.10～0.19	22 000	120 000	0.65	2.4
			0.20～0.34	28 000	140 000	0.65	1.6
			0.35～1.00	30 000	160 000	0.65	0.96
			1.10～2.50	25 000	150 000	0.65	1.2
		Ⅱ	0.02～0.04	22 000	100 000	0.63	3.2
			0.05～0.09	30 000	150 000	0.63	1.6
			0.10～0.19	32 000	160 000	0.63	1.2
			0.20～0.34	35 000	200 000	0.63	1.2
			0.35～0.50	35 000		0.63	1.0
		Ⅲ	0.01	25 000	90 000	0.63	3.2
			0.02～0.04	30 000	120 000	0.63	1.6
			0.05～0.09	40 000	200 000	0.63	1.0
			0.10～0.34	45 000	200 000	0.63	1.0
			0.35～0.50	50 000	250 000	0.63	0.8
	热轧（锻）扁材		3～22	22 000	80 000	0.65	2.4
	热轧（锻）棒材		8～100	22 000	80 000	0.65	2.4
1J85 (Ni80Mo5)	冷轧带材	Ⅰ	0.005～0.01	16 000	70 000	0.70	4.8
			0.02～0.04	18 000	80 000	0.70	3.6
			0.05～0.09	28 000	110 000	0.70	2.4
			0.10～0.19	30 000	150 000	0.70	1.6
			0.20～0.34	40 000	180 000	0.70	1.2
			0.35～1.00	50 000	250 000	0.70	0.8
			1.10～2.50	40 000	150 000	0.70	1.2
			2.51～3.00	35 000	120 000	0.70	1.4
		Ⅱ	0.02～0.04	30 000	110 000	0.70	2.4
			0.05～0.09	40 000	140 000	0.70	1.6
			0.10～0.19	50 000	180 000	0.70	1.2
			0.20～0.34	60 000	200 000	0.70	1.0
			0.35	55 000	260 000	0.70	0.7
	热轧（锻）扁材		3～22	30 000	100 000	0.70	1.6
	热轧（锻）棒材		8～100	30 000	100 000	0.70	1.6
1J86 (Ni81Mo6)	冷轧带材		0.005～0.01	10 000	80 000	0.60	4.0
			0.02～0.04	30 000	110 000	0.60	2.4
			0.05～0.09	40 000	150 000	0.60	1.4
			0.10～0.19	50 000	180 000	0.60	1.2
			0.20～0.34	60 000	220 000	0.60	0.7
			0.35～1.00	50 000	200 000	0.60	1.2

注：1. 饱和磁感应强度 B_s 在 800 A/m（10 Oe）外磁场强度下测量。

2. 最常用的合金有两种：质量分数为4%～6% Mo-80% Ni-Fe 系的三元合金和5% Cu-4% Mo-77% Ni-Fe 系的四元合金。

1.3　磁记录技术用高磁导率合金

磁记录装置已经渗透到国民经济和社会生活的各个领域。磁头作为一种电-磁能转换元件，是磁记录装置的核心部件，其性能的好坏直接关系到系统的性能。为了确保磁头的质量，除了要进行周密的设计和进行高精度加工和组合之外，选择优良的磁头材料是最为重要的。

现代磁记录技术由于记录方式、信号形式、记录介质的多样化，也促使磁头多样化，所使用的材料也由磁性材料向导体材料以及光学材料扩展。但目前用量最大，使用最广的仍是金属磁性材料。各类磁头对所用材料的主要性能要求如下。

1）饱和磁通密度（B_s）要大，这对高矫顽力（H_c）金属磁带的高保真度记录是必须的。

2）使用频带范围中的交流磁导率要高。音频磁头用到100 kHz，视频和计测磁头用到数兆赫兹，计算机高密度磁头用到几百兆赫兹。在此范围内材料的交流磁导率高，可以大大减少漏磁通，并获得高的效率。

3）矫顽力（H_c）要小，这可减少记录的磁滞损耗和重放头的磁噪声。

4）电阻率（ρ）大，可减少记录和重放时的涡流损耗。

5）耐磨性好（一般要求硬度高），即有高的使用寿命。

6）好的加工成型性和高的精密加工性。在磁头的成型过程中须经过切割、穿孔、焊接、叠片、抛光、绕线和压制、环氧树脂灌封固化等工序，要求材料的力学性能、化学性能和物理性能稳定，磁头的缝隙精度很高，要求达亚微米级，故材料还应满足高精度成型的要求。

7）饱和磁致伸缩系数（λ_s）要小，这可以减少滑动时的噪声，另外还可减少磁头在加工成型过程中内应力造成磁导率恶化。λ_s 小是对磁头材料的基本要求之一。

8）温度、时间稳定性好。磁带运行时与磁头产生摩擦，使接触面温度升高，故要求温度稳定性要好，同样，时间稳定性也应好。

9）成本低，特别是民用的要求价廉物美。

一般常用的高磁导率坡莫合金例如 Ni79Mo4（1J79），Ni80Mo5（1J85），Ni77Mo4Cu5（1J77），Ni81Mo6（1J86）等的维氏硬度（HV）在退火后仅为 110 ~ 130，电阻率也偏低（50 ~ 60 μΩ·cm），故一般只能做磁头外壳（起屏蔽作用）和单声道音频磁头芯片用。但制作与 CrO_2 磁带、金属磁带匹配用的录音、录码磁头芯片，则其耐磨性、寿命、高频特性及 B_s 值就偏低了。

用于磁头外壳、芯片的 FeNi 系合金见表 11.2-3 和表 11.2-4（YB/T 086—1996），共有 9 个牌号，其中 1J75、1J92、1J94 是新创制的优良合金。

表 11.2-3　磁头用坡莫合金的直流磁性能（YB/T 086—1996）

合金牌号	主要成分（质量分数）/%	$\mu_{0.4}/10^4$ ≥	$\mu_m/10^4$ ≥	H_c/A·m^{-1} ≤	B_s/T ≥	ρ /μΩ·cm	HV
1J75	Ni75Cu6Mo2W1	3	15	1.6	0.70	55	120
1J77C	Ni77Mo4Cu5	3	10	2.0	0.67	55	120
1J79C	Ni79Mo4Mn1	3	10	1.6	0.75	55	120
1J85C	Ni80.8Mo5.5	3	10	1.6	0.68	60	120
1J87C	Ni80.5Nb5Mo2	3.5	15	1.5	0.64	64	150
1J92	Ni80.5Nb3.5Mo1W1	3.5	15	1.5	0.70	65	140
1J93	Ni81Nb4Mo3.5	3.5	10	2.0	0.60	65	140
1J94	Ni80.5Mo4.75Nb0.8Cu2Cr0.5	4	10	1.6	0.60	66	130
1J95	Ni83.5Si3Mo1.4Nb0.5	4	10	1.6	0.55	65	140

表 11.2-4　磁头用坡莫合金带材交流磁性能
（摘自 YB/T 086—1996）

合金牌号	带材厚度 /mm	阻抗磁导率 μ_z（H = 0.8 A/m）≥ 0.3 kHz	1 kHz	10 kHz	100 kHz
1J75	0.094	30 000	20 000	6 000	1 200
	0.116	25 000	18 000	5 000	1 000
	0.146	20 000	14 000	4 000	700
	0.196	15 000	10 000	3 000	500
1J79C	0.094	30 000	15 000	5 000	1 200
	0.116	20 000	12 000	4 000	1 000
	0.146	12 000	10 000	3 000	700
	0.196	10 000	8 000	2 500	500
1J85C	0.094	30 000	20 000	7 000	1 500
	0.116	25 000	18 000	6 000	1 200
	0.146	20 000	14 000	5 000	700
	0.196	15 000	10 000	3 000	500
	0.32	10 000	8 000	1 500	300
1J87C	0.094	35 000	25 000	7 000	1 500
	0.116	30 000	20 000	6 000	1 200
	0.146	25 000	15 000	5 000	800
	0.196	15 000	10 000	3 000	600
1J92	0.094	30 000	25 000	6 000	1 400
	0.116	25 000	20 000	5 500	1 200
	0.146	20 000	15 000	4 500	800
	0.196	15 000	10 000	3 000	600

续表 11.2-4

合金牌号	带材厚度 /mm	阻抗磁导率 μ_z（H = 0.8 A/m）≥ 0.3 kHz	1 kHz	10 kHz	100 kHz
1J93	0.094	40 000	25 000	8 000	1 500
	0.116	35 000	20 000	7 000	1 200
	0.146	30 000	15 000	5 000	1 000
	0.196	20 000	12 000	4 000	600
1J94	0.118	—	25 000	—	1 400
	0.144		15 000		1 000
	0.195		10 000		700
1J95	0.116	—	20 000	—	1 300
	0.146		14 000		700
	0.196		10 000		500

硬度更大的合金见表 11.2-5（GB/T 14987—1994）。这类合金的缺点是由于合金元素含量高，使 B_s 值下降，一般都低于 0.60 T，故不适合在高磁记录密度的设备中应用，但其硬度高、耐磨性好、寿命长、电阻率高、交流磁性好，故有一定的用途。

为适应高密度磁记录技术发展的需要，研究开发了一种 B_s 值大于 0.8 T，而硬度适中的（140 ~ 170HV）磁头材料（见表 11.2-6）。

表 11.2-5　磁头铁芯用高硬度、高磁导率合金的性能（摘自 GB/T 14987—1994）

合金牌号	合金带厚度 /mm	直流磁性能 起始磁导率 μ_i ≥	最大磁导率 μ_m ≥	矫顽力 H_c /A·m^{-1} ≤	饱和磁感应强度 B_s/T≥	电阻率 ρ /μΩ·cm ≥	显微硬度 HV ≥
1J87（Ni79Nb7Mo2）	0.02 ~ 0.04	30 000	100 000	2.0	0.50	75	190
	>0.04 ~ 0.09	35 000	120 000	1.2			
	>0.09 ~ 0.29	40 000	200 000	0.8			
	>0.29 ~ 0.50	35 000	180 000	1.2			
	>0.50 ~ 1.00	35 000	150 000	1.6			
1J88（Ni79Nb8）	0.02 ~ 0.04	30 000	100 000	2.0	0.55	70	180
	>0.04 ~ 0.09	35 000	120 000	1.6			
	>0.09 ~ 0.29	40 000	150 000	1.2			
	>0.29 ~ 1.00	30 000	100 000	2.0			

续表 11.2-5

合金牌号	合金带厚度 /mm	直流磁性能 起始磁导率 μ_i ≥	最大磁导率 μ_m ≥	矫顽力 H_c /A·m⁻¹ ≤	饱和磁感应强度 B_s/T ≥	电阻率 ρ /μΩ·cm ≥	显微硬度 HV ≥
1J89 (Ni79Mo4Nb3Ti2)	0.02～0.04 >0.04～0.09 >0.09～0.29 >0.29～1.00	15 000 20 000 25 000 20 000	70 000 90 000 100 000 80 000	2.4 1.6 1.2 1.6	0.45	85	200
1J90 (Ni79Nb6Mo2Al0.5)	0.02～0.04 >0.04～0.09 >0.09～0.29 >0.29～1.00	30 000 35 000 40 000 35 000	100 000 150 000 180 000 150 000	2.0 1.6 0.8 1.2	0.45	85	250
1J91 (Ni79Nb8Al1)	0.02～0.04 >0.04～0.09 >0.09～0.29 >0.29～1.00	5 000 8 000 10 000 8 000	40 000 60 000 80 000 60 000	3.2 2.0 1.6 2.0	0.45	80	300

合金牌号	合金带厚度 /mm	在 $B=0.002$ T 下的弹性磁导率 μ_1≥ 1 kHz	10 kHz	100 kHz	500 kHz	1 000 kHz
1J87	0.02 0.03 0.05 0.10	23 000 25 000 26 000 23 000	20 000 17 000 9 000 4 500	5 500 4 000 1 800 800	1 000 800 400 —	700 500 200 —
1J88	0.20 0.30 0.50 0.10	22 000 24 000 22 000 20 000	20 000 17 000 9 000 4 500	4 500 3 000 1 500 780	—	—
1J89	0.02 0.03 0.50 0.10	12 000 14 000 16 000 13 000	10 000 7 000 4 000 2 000	5 500 4 000 1 800 800	1 200 1 000 500 —	800 600 300 —
1J90	0.20 0.03 0.05 0.10	23 000 25 000 26 000 23 000	20 000 17 000 15 000 5 000	6 000 4 500 2 000 900	1 200 900 600 —	800 — — —
1J91	0.02 0.03 0.05 0.10	3 900 4 000 4 200 3 700	3 500 3 200 3 000 2 000	3 000 1 500 1 000 500	1 000 800 300 —	700 — — —

为适应高密度磁记录技术发展的需要，研究开发了一种 B_s 值大于 0.8 T，而硬度适中的（140～170HV）磁头材料（见表 11.2-6）。

表 11.2-6　具有较高 HV 的高 B_s 高磁导率合金

合金	μ_i	μ_m	H_c /A·m⁻¹	B_s /T	HV
Ni79Mo2Nb2Ti0.5Al0.3	67 500	198 000	1.6	0.81	140
Ni75Mo2W5Al	50 000	200 000	0.80	0.82	170
Ni78Mo1.5Cr1Ti1	38 000	146 000	1.54	0.85	160

1.4　高频用低损耗高磁导率合金

金属软磁材料在高频中的应用将越来越广。这是因为近年来大量采用固态化、集成化、微组装等新技术，使电子产品、仪器设备的体积和重量成倍或几十倍地减少，而这类设备中不可缺少的电源系统中的磁性器件过大的体积和重量就成为越来越突出的矛盾。因此要研究高效节能、小型化的电源系统是当前电源技术中最活跃的发展方向。20 世纪 70 年代以来，国外采用大幅度提高工作频率（20 kHz～1 MHz）的方法取得了进展，这就是采用无工频变压器的高频开关电源，它具有效率高，体积小，重量轻，调整范围宽，使用灵活等突出优点，因此被称之为电源技术的革命。变压器铁芯材料的体积重量（W）与工作频率（f）有如下关系：

$$W \propto \frac{P_0}{B_m f \eta} \tag{11.2-1}$$

式中，P_0 为输出功率；B_m 为工作磁感；η 为变压器效率。

但是，随着工作频率的增加，使铁芯材料的磁滞回线变宽，磁导率下降，矫顽力和损耗大大增加。

$$\text{总损耗}\quad P = P_h + P_{ed} = P_h + P_e + P_a \tag{11.2-2}$$

式中，P_h 为磁滞损耗；P_{ed} 为实测的涡流损耗，它由经典的涡流损耗 P_e 和反常损耗 P_a 两部分组成。

在交变磁场中每秒的磁滞损耗为：

$$P_h = \frac{f}{4\pi}\oint H\mathrm{d}B \tag{11.2-3}$$

在经典理论中的涡流损耗为：



$$P_e = \frac{1}{6} \times \frac{\pi^2 f^2 d^2 B_m^2}{\rho} \quad (11.2\text{-}4)$$

式中，d 为带厚；B_m 为工作磁感；ρ 为铁芯材料电阻率。

实测的涡流损耗为（当 $2L \gg d$ 时）：

$$P_{ed} = P_e + P_a = 1.628\left(\frac{2L}{d}\right)P_e$$

令
$$\psi = \frac{P_{ed}}{P_e} = 1.628\left(\frac{2L}{d}\right) \quad (11.2\text{-}5)$$

式中，$2L$ 为畴宽；ψ 为反常损耗因子。

从以上分析中可知，当工作频率 f 提高，且又要求在较高的 B_m 下工作（可使铁芯材料的重量（W）下降），则必须：①材料的电阻率（ρ）尽量大；②恰当地选择钢带厚度（d）；③减小畴宽（$2L$）和晶粒度。

高频（几十千赫兹以上）应用的高 μ 合金的热处理工艺有如下特点：①退火温度应低于直流或低频下应用的退火温度。②退火温度和冷却速度有序化对直流和低频磁性影响大，而对高频磁性影响小。③由于工作频率高，钢带薄，退火时的气氛要纯净，绝缘涂层的质量也要好。④为了在同样的退火温度和保温时间下获得更细晶粒，可以采用快速升温的方法。

总之，要获得好的动态性能，必须选用高 ρ 的材料，细化畴结构，具有最佳的带厚，合适的 μ_i 和 B_m 值等，合金的成分和热处理工艺设计起着重要作用。表 11.2-7 示出某些高频应用坡莫合金的高频性能。

表 11.2-7 80Ni-Fe 型合金的高频损耗特性

材料成分（质量分数）	厚度/mm	铁损/W·kg^{-1}			B_s/T
		$P_{0.2/20\ kHz}$	$P_{0.5/10\ kHz}$	$P_{0.5/20\ kHz}$	
Ni72～83 + CrMoCu	0.03 0.015	7～8 3～4	17 10	50 25	0.78
Ni79Mo4	0.02		15	—	0.75
Ni83V4	0.02		9.5		0.64
Ni80Mo4.3Cr0.6	0.02	4～6	8.7	23～27	0.66
Ni81Mo6	0.02	7～8	8～10	20～28	0.68
Ni80Nb8	0.02	2～3	7～9	23～30	0.65
1J851(Ni79～81 + MoCrNb)	0.02	<6	<10	<30	0.66

1.5 矩形回线合金

衡量磁滞回线矩形性的指标是矩形比 B_r/B_s 或 B_r/B_m，一般把 $B_r/B_s \geqslant 0.85$ 的软磁合金称为高矩形比合金或矩磁合金。

矩磁合金的特点是具有强的磁性的宏观单轴各向异性，这是获得高矩形比的物理基础。在具有单轴各向异性的材料中，沿其易磁化方向磁化即可获得矩形比极高的磁滞回线。按其制造方法可分为：晶粒取向矩磁合金，磁畴取向矩磁合金和滑移变形获得的矩磁合金。

利用晶粒取向获得的矩磁合金，对于具有三个晶轴的立方晶系的各向同性多晶铁磁体，当 $K_1>0$ 时，矩形比 $B_r/B_s \leqslant 0.832$；当 $K_1<0$ 时，$B_r/B_s<0.866$，不可能获得 $B_r/B_s \geqslant 0.9$ 的矩形回线。在 $K_1>0$ 的 Fe-Ni 合金中，<100> 晶轴是易磁化方向，如果使各个晶粒的 <100> 方向同向排列，形成 {100} <001> 立方织构，当其他影响，例如 λ、应力 σ 等很小时，这个方向即是磁性择优方向。Ni50-Fe 合金的 K_1 达 10^3 J/m^3，λ_{100} 接近于零，用大压下量（约 98%）冷轧和较低温度（900～1 050℃）退火，可使该合金在初次再结晶阶段形成（001）[100] 立方结构。

影响立方织构完整度的关键工艺因素是中间退火温度、冷轧压下量和最终退火温度。一般规律是，中间退火温度较低（约 650℃），则最终冷变形前的晶粒越细小，最终冷变形量越大，在最终 900～1050℃ 退火后形成的立方织构就越完整。如果最终退火温度达 1 100～1 200℃，那么就要形成（210）<001> 二次再结晶织构，破坏立方织构，对矩形性不利。

改善这类合金磁性的方法，除完善立方织构，添加适量合金元素以外，还可利用纵向磁场处理，在 <100> 方向上叠加一个热磁感生各向异性（K_u）以及提高合金的纯度等方法，表 11.2-8 列出了一些合金的磁性水平。

磁畴取向的矩形合金，即对于 K_1 和 λ 很小，居里温度较高，在磁场处理后能感生大的 K_u 的合金。在磁场处理后，各畴的磁矩沿外磁场方向排列，形成畴取向，获得极大的单轴感生各向异性。沿该方向即外磁场方向磁化就可获得矩形回线。这类合金的成分有两类：一是镍含量 w（Ni）在 65%左右的 Ni-Fe 合金，另一类是（Ni + Co）含量 w（Ni + Co）在 65%左右的 Ni-Co-Fe 合金。为了改善合金的交流磁性，提高电阻率，常在这二类合金中加入少量 Mo、Cr、Ge、Si 等元素。表 11.2-9 列出了该类合金的性能水平。除了添加合金元素以外，利用提高磁场处理时的冷却速度（适当下降矩形比）或降低高温退火温度（H_c 略增），形成细畴、细晶结构来改善合金的交流磁性。

表 11.2-8 矩形回线 Ni50 型合金性能水平

牌 号	主要成分（质量分数）	厚度/mm	μ_m/10^4	H_c/A·m^{-1}	B_r/B_m	B_s/T	ρ/μΩ·cm	T_c/℃
Deltamax	Ni50Fe 立方织构	0.05	22	4.9	0.98	1.51	45	500
50НП-ВИ	Ni50Fe 立方织构、真空感应炉冶炼	0.05	25.5	4.0	0.98	1.60	45	500
50НП-ЭЛ	Ni50Fe 立方织构、电子轰击炉冶炼	0.05～0.10	17～34	8.0～2.4	0.94～0.98	1.55～1.60	45	500
50НП-ПД	Ni50Fe 立方织构、等离子体电弧重熔	0.05	39.2	3.2	0.97	1.58	45	500
1J51	Ni50Fe 立方织构加纵磁处理	0.05	36～38	2.8～3.2	0.98～0.99	1.50	45	500
1J52	加 2% Mo 立方织构	0.05	10	8	0.90	1.40	60	



表 11.2-9　利用热磁感生各向异性的矩形回线合金

牌　号	主要成分（质量分数）	厚度 /mm	μ_m /10^5	H_c /A·m^{-1}	B_r/B_m	B_s/T	ρ /μΩ·cm	T_c /℃
65-Permalloy	Ni65		15	0.9	0.98	1.39	26	600
65НП	Ni65		4	4	0.98	1.35	25	600
65-Permalloy	Ni65	0.15	28	0.52	0.96		26	600
1J65	Ni65	0.15	22	3.2	0.87	1.3	26	600
Dynamax	Ni65Mo2	0.05	1.78	0.42	0.98	1.25	46	560
68НМП	Ni68Mo2		12	0.64	0.95	1.30	47	560
Permax Z	Ni65Mo2-3	0.05	2.5	2	0.95	1.25	60	520
1J67	Ni65Mo2	0.05	10.9	0.66	0.93	1.35	46	560
Ge-Permalloy	Ni65Ge4		16	0.14	0.99	1.22	40	530
40НКМП	Ni40Co25Mo4	0.05	8	1.2	0.98	1.4	63	600
1J40	Ni40Co25Mo4	0.05	12.75	1.6	0.99	1.42	65	600
34НКМП	Ni34Co29Mo3		2	4	0.95	1.55	50	
1J34	Ni34Co29Mo3	0.02	3.65	3.4	0.96	1.5	50	620
37НКДП	Ni37Co26Cu3		10	0.8	0.99	1.55	30	570
35НКСХП	Ni35Co28Cr2Si		6	1.6	0.95	1.4	60	560

利用滑移感生各向异性（K_u）获得矩形回线的合金：Ni-Fe 合金经冷轧等塑性变形会产生单轴磁各向异性，K_u'达约 10^4 J/m^3，比热磁退火感生各向异性 K_u 大一个数量级以上，因此通过适当冷加工可以使合金具有较大的矩形比。例如：Ni79Mo4 合金在以 99% 的减面率冷拔成丝材后，其 60 Hz 下的 B_r/B_s 达 0.97。但是由于加工应力大，故 H_c 较大，这类合金仅适用于电话电子开关系统中的磁扭转存储器等。

1.6　高 Δ*B* 和恒磁导率合金

ΔB 是指磁感应强度（B）与剩磁（B_r）之差，即 $\Delta B = B - B_r$。这里的 B 可以是某工作磁场（H_m）时的磁感应强度（B_m），也可以是磁化到饱和时的饱和磁感应强度（B_s），一般 B_m 或 B_s 为定值，故要 ΔB 高，就必须 B_r 小，高 ΔB 合金是指具有低 B_r 的扁平磁滞回线的合金。这类合金的特点是初始磁导率（μ_i）和最大磁导率（μ_m）的差别很小，一般小于 30%；而矩形比（B_r/B_m）也很小，一般小于 0.2。

形成低 B_r 扁平回线的先决条件是合金具有强的单轴各向异性。如果磁化在这种单轴各向异性的易轴的垂直方向进行，磁化过程基本上靠磁畴转动来完成，这样就获得低 B_r 的扁平回线。若其他干扰因素很小，则可获得恒磁导率特性。在 Fe-Ni 系坡莫合金中，可利用横向磁场处理产生单轴磁感生各向异性（K_u）或者在一定条件下冷变形，产生滑移感生各向异性（K_u'）来实现单轴各向异性。

工业生产中常见的高 ΔB 合金有两类：一类是高镍坡莫合金，另一类是中等镍含量的坡莫合金。它们的性能见表 11.2-10 和表 11.2-11，前者的磁导率（μ）高，而后者的 ΔB 值较大，两类合金的脉冲磁导率曲线对比见表 11.2-12 和表 11.2-13。在这两类合金中除 1J50H 是由滑移感生各向异性产生低 B_r 扁平回线外，其他合金都是利用热磁感生各向异性而产生。

表 11.2-10　低 B_r 扁平回线的高镍 Ni-Fe 合金

主要成分（质量分数）/%	国内外牌号	μ_i	B_r/B_m	ΔB_{800}①/T ≤	B_s/T ≥	ρ/μΩ·cm
Ni79Mo4CrNb	1J79H，1J792	40 000	0.20	0.60	0.80	60
Ni76Cr2Cu5		8 000	0.20	0.60	0.80	55
Ni77MoCu	UltrapermF	12 000	0.20	0.60	0.74	50
Ni79Mo3	79Н3М	20 000	0.20	0.70	0.78	55

①　$\Delta B_{800} = B_{800} - B_r$，$B_{800}$ 为 $H = 800$ A/m 时的磁感应强度值。

表 11.2-11　低 B_r 扁平回线的中镍 Ni-Fe 合金

合金成分（质量分数）/%	国内外牌号	μ_i	B_r/B_m	ΔB_{800}①/T	B_s/T	ρ/μΩ·cm
Ni47Co23	47НК	900 ~ 1 100	0.05			20
Ni47Co23Cr2	47НКХ	1 500 ~ 2 000	≤0.05	> 1.1	1.35	48
Ni34Co29Mo	1J34H	1 000	≤0.1	> 1.2	1.50	50
Ni40Co25Mo	1J40H	2 000 ~ 4 000	≤0.1	> 1.2	1.40	55



续表 11.2-11

合金成分（质量分数）/%	国内外牌号	μ_i	B_r/B_m	$\Delta B_{800}^{①}$/T	B_s/T	$\rho/\mu\Omega\cdot cm$
Ni34Co29Nb	1J34KH	600	≤0.1	≥1.3	1.60	28
Ni50	1J50H	100	≤0.1	≥1.3	1.50	45
Ni64	64H	2 000	0.07	≥1.3	1.35	30
Ni65Mn	1J66	3 000	≤0.05	≥1.3	1.35	27
Ni65Mo2	1J67H、1J672	4 000	≤0.2	≥1.2	1.25	60
Ni65Mo2（立方织构）	1J6721	8 000	≤0.2	≥1.2	1.25	60
Ni54～58	Permax F	4 000		≥0.8	1.25	45
Ni45～50	Pemenorm 5050F	6 000		1.1	1.52	45
Ni50（立方织构）	1J512	12 000	<0.1	≥1.3	1.50	45
Ni54	Hyperm 54	5 000	≤0.1	≥1.2	1.30	45

① $\Delta B_{800}=B_{800}-B_r$，$B_{800}$为 $H=800$ A/m 时的磁感应强度值。

表 11.2-12　低 B_r 高镍合金的脉冲性能

国别	牌号	厚度/mm	脉宽 τ/μs	脉冲性能	
				ΔB_s/T	μ_p
中国	1J79H、1J792	0.03	1	0.20 0.30 0.40	3 500 3 100 2 900
德国	Ultraperm F	0.05 0.03 0.006	10 10 2	0.40 0.40 0.40	4 900 7 000[21 000]② 8 000[13 000]②
俄罗斯	79H3M	0.02 0.01 0.005		0.125① 0.175① 0.200①	5 000① 7 000① 8 000①

① 在 $H=20$ A/m（0.25 Oe）磁场中测量脉冲磁导率（μ_p）。
② [ ]括号内的数值是实验室最高水平。

表 11.2-13　低 B_r 中镍合金的脉冲性能

牌号	厚度/mm	脉宽 τ/μs	脉冲磁导率 μ_p	ΔB_s/T	国别
Permax F	0.05 0.03 0.015	50～10 10 5～2.5	2 300～3 000 2 800 2 400～3 000	0.8 0.8 0.8	德国
68HM	0.02		6 000	0.6	俄
1J672	0.025	3	1 400	0.65	中
1J6721	0.025	3	2 200 1 760	0.65 0.85	中
Hyperm 54	0.05	10 20 50	2 700 4 000 5 400	1.00 1.00 1.00	德国
53H-BИ	0.02		10 000 6 250	1.00 1.25	俄
1J512	0.025	3	6 000 5 700 4 500	0.71 0.90 1.04	中

应该指出，在横磁处理后低 B_r 扁平回线可以有如图 11.2-8 所示的多种形态：粗腰形（11.2-8a）、多弯形（11.2-8b）、蛇形（11.2-8c）和直线形（11.2-8d）。这是由于磁晶各向异性（K_1）、磁致伸缩系数（λ）、内应力和晶粒取向对单轴磁场感生各向异性的干扰叠加作用所致。只有单轴性很强的（d）型（其他干扰因素极小）才具有恒磁导率特性。所以高 ΔB、低 B_r 合金不一定是恒磁导率合金，但恒磁导率合金至少在恒定的磁场范围内必具有低 B_r 的特性。

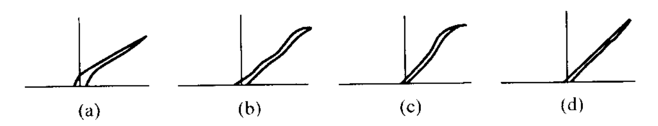


图 11.2-8　各种低 B_r 扁平回线的形状

恒磁导率合金是指在一定的磁场（H）范围内（从零开始），磁导率（μ）比较恒定的材料。众所周知，软磁材料的磁感应强度和磁场间存在非线性的函数关系（回线关系），不同 H 下的 μ 不同，一般具有正常磁滞回线合金的起始磁导率（μ_i）和最大磁导率（μ_m）之间相差 5～10 倍，矩形磁滞回线的合金则可差 10～100 倍，而一般低剩磁（B_r）扁平回线的 $\mu_m/\mu_i\leqslant1.30$（即差别小于 30%）。理想的恒磁导率合金的 B_r 和 H_c 应趋于零，回线形状应如图 11.2-9 所示，在 H_0 以下各 H 中 μ 完全恒定。在实际材料中，B_r 和 H_c 虽然可以很小，但仍难达到零，而且低 Br 回线的形状可以有很多种，故 μ 并不都恒定。图 11.2-10 为各类低 B_r 合金的 μ 值及其基本恒定的磁场范围。定义磁导率的恒定系数 α 为 $(\mu_{Lmax}-\mu_{Lmin})/\mu_{Lmin}$，一般把 $\alpha\leqslant10\%$的低 B_r 合金叫恒磁导率合金（μ_L 为在一定 f 和 B 值下测得的感应磁导率）。

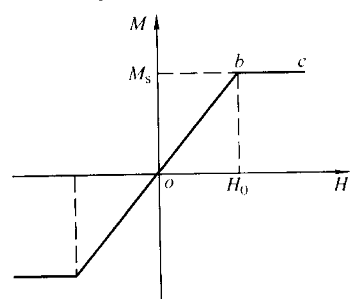


图 11.2-9　恒磁导率合金的理想磁化曲线和磁滞回线

1.7　具有较高 B_s 的高磁导率 Ni-Fe 合金

中镍（质量分数为 Ni45%～68%）合金的显著特点是 B_s 大（1.3～1.6 T），采用不同的制作工艺不仅可以获得矩形和扁平型磁滞回线的合金，也可获得普通回线的合金。



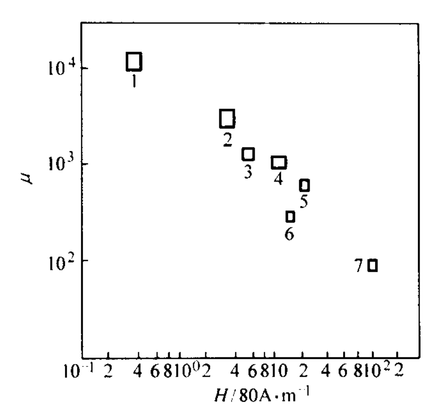


图 11.2-10 各类低 B_r 合金的磁导率及其恒定的磁场范围

1—1J792；2—1J66；3—Ni47Co23Cr；4—1J34h 和 Ni47Co23；5—1J34kh；6—恒导磁硅钢；7—1J50h 和 Ni36Cu9

表 11.2-14 列出了我国国家标准（GBn 198—88）中这类合金的牌号和性能。

另外，由于这类合金没有 Ni_3Fe 有序—无序转变，K_1 值基本上不受热处理时冷却速度的影响，因此相对于高镍合金而言，其热处理工艺要简单得多。这类合金的 B_s 值比高镍合金大约一倍。但多年来由于其磁导率水平较低，故使用受到一定的限制。近年来由于大面积集成电路和固体电路的飞速发展，电子元件已大大微小型化，因此越来越要求使用高磁感且高磁导率低损耗的材料，以缩小磁性元件的重量和体积。这样，改进这类较高 B_s 的中镍合金的磁性就成为主要任务。现在认为改善这类合金磁性能的主要途径有三。

1）提高合金的纯度　现在一般认为降低合金的氧、硫、磷等气体杂质的含量，提高合金纯度对改善中镍合金磁性的效果要比高镍合金大，这是因为前者的 K_1 大，畴壁窄，夹杂对畴壁运动的影响较大之故。

2）加适量的合金元素　例如添加 Si、Cu、V、Cr、AL、Ge 等，可改善软磁性能。这个方法的缺点是由于添加了合金元素，使合金的 B_s 值有不同程度的降低（表 11.2-15）。

3）在最终高温退火后再在居里点以下进行所谓等温纵向磁场处理　这不仅提高 μ_m 值，也提高 μ_i 值。这个方法看起来比较方便，而且效果也大（表 11.2-16）。

表 11.2-14 高磁导率较高饱和磁感应强度软磁合金的直流磁性能

合金牌号	产品种类	级别	厚度或直径 /mm	在 0.4 A/m 磁场强度中的磁导率 $\mu_{0.4}$ ≥	最大磁导率 μ_m ≥	矫顽力（在饱和磁感应强度下）H_c/A·m⁻¹ ≤	饱和磁感应强度 B_s/T
1J46 (Ni46)	冷轧带材		0.02～0.04	1 280	18 000	32	1.5
			0.05～0.09	1 600	22 000	24	1.5
			0.10～0.19	2 000	25 040	20	1.5
			0.20～0.34	2 480	30 000	16	1.5
			0.35～2.50	2 800	36 000	12	1.5
	热轧（锻）扁材		3～22	2 000	25 040	16	1.5
	热轧（锻）棒材		8～100	2 000	25 040	16	1.5
1J50 (Ni50)	冷轧带材	Ⅰ	0.05～0.09	2 000	28 000	20	1.5
			0.10～0.19	2 320	32 000	14.4	1.5
			0.20～0.34	2 640	40 000	11.2	1.5
			0.35～0.50	2 644	50 000	9.6	1.5
			0.51～1.00	3 040	50 000	9.6	1.5
			1.10～2.50	2 800	45 040	9.6	1.5
		Ⅱ	0.10～0.19	3 040	35 040	12	1.5
			0.20～0.34	3 520	45 040	10.4	1.5
			0.35～0.50	4 000	52 000	8.8	1.5
			0.51～1.00	4 000	40 000	10	1.5
			1.10～2.50	3 040	35 200	12	1.5
		Ⅲ	0.05～0.20	10 000	60 000	4.8	1.52
	热轧（锻）扁材		3～22	2 480	25 040	14.4	1.5
	热轧（锻）棒材		8～100	2 480	25 040	14.4	1.5
1J54 (Ni50Cr4)	冷轧带材	Ⅰ	0.005	1 000	8 000	56	1.0
			0.01	1 280	10 000	40	1.0
			0.02～0.04	1 520	16 000	20	1.0
			0.05～0.09	2 000	20 000	16	1.0
			0.10～0.19	2 480	25 040	12	1.0
			0.20～0.34	3 040	28 000	9.6	1.0
			0.35～0.50	3 200	32 000	8	1.0
			0.51～1.00	3 040	32 000	8	1.0
		Ⅱ	0.02～0.04	3 040	24 800	12	1.0
			0.05～0.09	3 040	24 800	12	1.0
			0.10～0.19	3 120	28 000	10	1.0
			0.20～0.34	3 120	30 000	10	1.0
			0.35～0.50	3 520	35 200	8	1.0
	热轧（锻）扁材		3～22	1 600	16 000	20	1.0
	热轧（锻）棒材		8～100	1 600	16 000	20	1.0



续表 11.2-14

高磁导率较高饱和磁感应强度软磁合金的直流磁性能							
合金牌号	产品种类	级别	厚度/mm	当磁场强度峰值为 0.4 A/m 时，在不同频率下的弹性磁导率 $\mu_1 \geqslant$			
				60 Hz	400 Hz	1 kHz	10 kHz
1J50 (Ni50)	冷轧带材	Ⅱ	0.02			2 000	1 600
			0.05			2 000	1 440
			0.10		3 120	3 040	
			0.20		3 040	2 400	
			0.35	4 000	3 040		

注：饱和磁感应强度 B_s 用 2 000 ~ 2 400 A/m 外磁场强度进行测量。

表 11.2-15　某些含合金元素的中镍合金的磁性

主要成分	厚度/mm	μ_i	μ_m	H_c/A·m^{-1}	B_s/T	ρ/$\mu\Omega$·cm
Ni50Si1	0.1	13 000	90 000	4.8	1.42	51
Ni50Si4	0.1	25 000	80 000	3.2	1.14	80
Ni45Cu5	—	2 000	20 000	8	1.56	55
Ni45Cr6	—	6 000	35 000	—	—	—
Ni50U0.21	0.1	10 200	22 600	1.8	—	—
Ni50V0.05	0.1	4 830	75 600	4	—	—
Ni50Al0.22	0.1	8 230	96 800	2.4	—	—
Ni50Ge2	0.1	15 000	100 000	2.8	1.37	50
Ni46Co2Cu3	0.1	18 300	158 000	2.3	1.40	67

表 11.2-16　改进的高磁导率较高饱和磁感应强度中镍合金磁性水平

国别	牌号	成分(质量分数)(余为 Fe)	厚度/mm	直流磁性					50 Hz 交流磁性				
				$\mu_{0.16}$/10^4	$\mu_{0.4}$/10^4	μ_m/10^4	H_c/A·m^{-1}	B_s/T	$\mu_{0.16}$/10^4	$\mu_{0.4}$/10^4	μ_m/10^4	H_c/A·m^{-1}	$P_{1.0}$/W·kg^{-1}
中	1J50cd	Ni50	0.05	2.5	6.65	18.1	1.8	1.5					
			0.1	3.5	6	24.3	2.4	1.5					
		Ni55	0.1	11.15	37.9	55.5	0.6	1.53					
		Ni58Mo2	0.05	3.25	35.6	35.6	1.3	1.37					
		Ni60	0.1	13.5	80	88	0.48	1.32					
英	Satmumetal		0.1	3.5	6.5	24	2.0	1.5					0.11
	Super Radiometal				1.1	10	8	1.6					0.1 ~ 0.16
德	Permax M	Ni50 ~ 55	0.1		5	12.5	1.2	1.5		4			
			0.15		10		1.2			7		8	
		Ni57		7.8	10	28			2.8	4	7		
		Ni60	0.15		9	40	1.6			6	11		
	Hyperm53 (VS37)	Ni63	0.1		5	12	0.8	1.45	3.5	5.5	15	8	0.12
		Ni55	0.15					1.45	4.9	6.7	12	14	
			0.2		11	40	1.3	1.45	3.2	4.2	9.4	22	
	VS125		0.2	14	21	40	0.64	1.15	7.5	10.4	15	5.6	
	VS36	Ni65Mo3								3.6	8.3		
美		Ni50Mo	0.1	3.2		38							
日	PB-25	Ni58	0.2		4	20	3.2	1.5					
俄	50H-BИ	Ni45Mo	0.1		4	30	1.6	1.6					
		Ni50	0.05		1.5	25	2.0	1.6					
法	Satimphy	Ni53	0.1		5	12.5	1.2	1.5		6	12		
		Ni55											



1.8 热磁补偿合金

热磁补偿合金是一类低居里点合金，亦称低居里点磁性合金。其居里温度一般在25～200℃之间，这类合金的突出特点是在居里温度以下时，其磁感应强度随温度的升高而近似线性地急剧减小，工程上利用这类材料制作永磁系统的热敏元件及热敏继电器温度补偿用。它可使磁电系统仪表中工作气隙的磁场强度在很宽的温度范围内恒定，减小测量误差。

常见的热磁补偿合金有镍铜、铁镍、铁镍铝和铁镍铬4个系列。表11.2-17中列出其主要性能。其中1J30、1J31、1J32、1J33和1J38是我国国家标准中规定的牌号（GB/T 15005—1994）。

表 11.2-17 热磁补偿合金的典型性能

成分（质量分数）	国内牌号	在 $H=8$ kA/m 时的 B 值/T					硬度HB	ρ /μΩ·cm	线胀系数 $\alpha_{20\sim100}$ /10^{-6}K^{-1}	用途和特点
		-20℃	20℃	40℃	60℃	80℃				
Ni30Fe余量	1J30	0.40～0.60	0.20～0.45	0.05～0.25	0.02～0.13	—	149	73.3	12.19	行波管、磁控管风速管（-55～70℃）
Ni31Fe余量	1J31	0.60～0.85	0.40～0.65	0.37～0.57	0.15～0.45	0.07～0.23	156	74	10.31	
Ni32Fe余量	1J32	0.80～1.1	0.60～0.95	0.55～0.75	0.4～0.75	0.35～0.55	163	76	6.81	
Ni33Al1.5Fe余量	1J33	0.8～1.1	0.6～0.95	—	—	0.1～0.4	169	89.5	9.65	电压调节器（-40～80℃）
Ni38Cr13Fe余量	1J38	0.25～0.42	0.05～0.24	0.015～0.12	—	—	169	98	11.42	电度表、汽油表（-40～60℃）
Ni32Cr6Fe余量		约0.35	约0.15	约0.09	—		180～220	60		用于-60～60℃
Ni70Cu30										可逆性好，用于20～80℃
Ni60Cu40										可逆性好，用于-50～10℃

表中铁镍二元系合金具有较高磁感应强度和较高居里温度 T_c（均高于100℃），磁感应强度随温度变化迅速。该合金的居里温度和磁感应强度-温度曲线对合金成分十分敏感（见图11.2-11），镍含量 w（Ni）变化0.1%或碳含量 w（C）变化0.01%时，居里温度可变化5℃，合金还随加工和热处理条件而变化，重现性差。铁镍二元系合金主要应用于行波管、磁控管、风向风速表等磁分路补偿元件。补偿温度范围在-55～70℃，在退火状态下使用。镍铜二元合金具有低磁感应强度和低居里温度，典型合金为Ni70Cu30和Ni60Cu40，由于其含镍量高，磁感值比铁镍系低，补偿温度的范围窄，元件截面积大，价格昂贵，目前已很少应用这种材料。

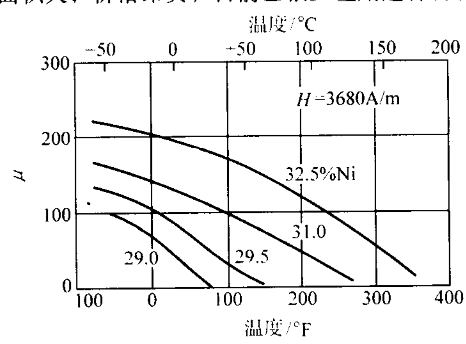


图 11.2-11 退火的FeNi系补偿合金磁导率温度特性随Ni含量 w（Ni）的变化

在铁镍二元系中加入少量Al，使居里点下降，但仍有较高的磁感应强度，同时它还使电阻率和硬度有明显的增大。铁镍铝系主要用于电压调节器的磁分路补偿元件，其补偿温度范围为-40～+80℃，在冷轧态使用。

铁镍铬系合金具有较低的磁感值和较低的居里温度。典型合金为Ni38Cr13Fe49。在镍铁合金中加入铬和钼，可使居里温度和磁温特性对成分波动的敏感性比铁镍二元系合金低，铬的加入也使合金的电阻率和硬度提高，铁镍铬系主要用于里程速度表、汽油表、电度表中的磁分路补偿元件，补偿温度在-40～60℃之间，一般在冷轧态使用。

2 铁铝合金

2.1 概述

铁铝系合金与硅钢一样也是较早研究的软磁材料，它的主要优点如下。

1）选择合适的铝含量，可以获得各种较好的软磁特性。例如16%铝合金有较高的磁导率；质量分数为12%铝合金既有较高磁导率，又有较高的饱和磁感应强度；质量分数为13%铝合金可以具有较高的 λ_s。

2）有较高的电阻率，例如质量分数为12%铝合金的 $\rho=100$ μΩ·cm，16%铝合金的 $\rho=150$ μΩ·cm，因此具有较好的高频磁特性。

3）有较高的强度和硬度，质量分数为12%铝合金的 $\sigma_b \geq 700$ MPa，16%铝合金的HV=230～250，因此适宜做磁头材料。

4）不含镍、钴等贵重元素，原料资源丰富，价格低廉。

5）密度小。

6）对应力敏感性小，适宜在冲击、振动等环境下工作，此外还有极好的抗核辐照性能。

由于有以上优点，铁铝合金可以部分取代铁镍系坡莫合金，在电子变压器、磁头以及磁致伸缩换能器等处使用。但是铁铝合金也存在如下严重问题。

1）与铁镍坡莫合金相比，铁铝合金的磁性能还不算高，工艺也不够成熟，使生产出来的材料性能波动大，要稳定地获得高的磁性能比较困难。

2）铝含量较高时，合金塑性下降，变脆，难以进行冷加工，只能进行中温轧制，使加工设备复杂化，难于获得较薄的材料。现在最薄仅为0.1 mm。由于硬脆也使冲制零件时模具损伤大，工效低，成本增加。这些都限制了它的推广应用。

2.2 相图和结构

Fe-Al合金的相图如图11.2-12所示。在铝含量 w（Al）为0～33%范围内都是铝溶于铁中的α固溶体，为体心立方结构。合金中主要存在两种有序结构，即 Fe_3Al 和 FeAl（铝

含量 w（Al）分别为 13.9% 和 32.6%）。当铝含量 w（Al）约小于 9.6% 时，未发现有序—无序转变；当铝含量 w（Al）高于 9.6% 时，则合金的物理性能随热处理冷却速度有明显变化，说明其中的有序状态不同。当合金成分不正好和 Fe_3Al、FeAl 对应时，形成不完全的有序结构。Fe_3Al 的有序转变温度约为 530℃。

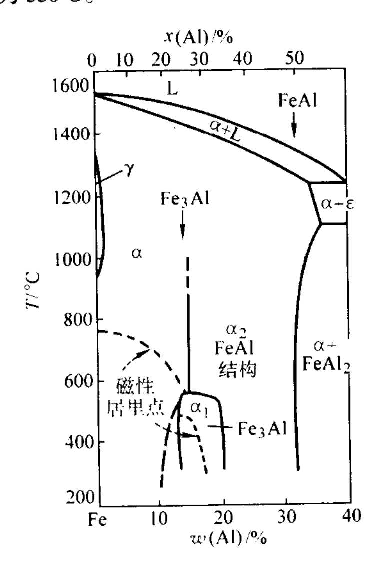


图 11.2-12　Fe-Al 合金的相图

2.3　基本性能

铝含量 w（Al）在 16% 以内的 Fe-Al 合金的密度和电阻率如图 11.2-13 所示。合金的电阻率随铝含量的增加而明显增大。在铝含量较高的合金中，退火状态的合金的电阻率明显下降是由于 Fe_3Al 有序化造成。合金的饱和磁感应强度、各向异性常数和磁致伸缩系数如图 11.2-14～图 11.2-16 所示。这些图中都表明合金的磁性和其中的有序变化明显有关。对于有序状态，在 w（Al）= 12% 附近，K_1 为零。在无序状态，w（Al）= 16% 附近，K_1 和 λ_{100} 同时趋近于较小的值；而在 w（Al）= 10%～14% 的成分区，可以获得很大的磁致伸缩。和 Fe-Ni 合金相似，Fe－Al 合金对磁场热处理也是有效的。图 11.2-17 示出在低铝成分范围内，磁场退火对磁导率的影响，可以看出效果是很明显的（特别是在 w（Al）= 10% 处）。在高铝成分区，磁场退火效应不明显，这是因为 Fe_3Al 有序形成能力太强，而对方向有序的形成有遏止作用。

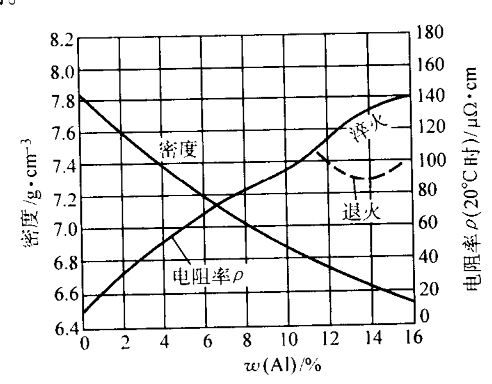


图 11.2-13　Fe-Al 合金的密度和电阻率

2.4　常用 FeAl 合金

列入我国国家标准（GB/T 15004—1994）的 FeAl 合金共有 4 个，其成分和性能要求见表 11.2-18。

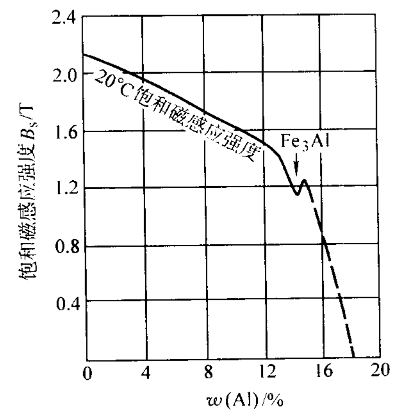


图 11.2-14　Fe-Al 合金的饱和磁感应强度

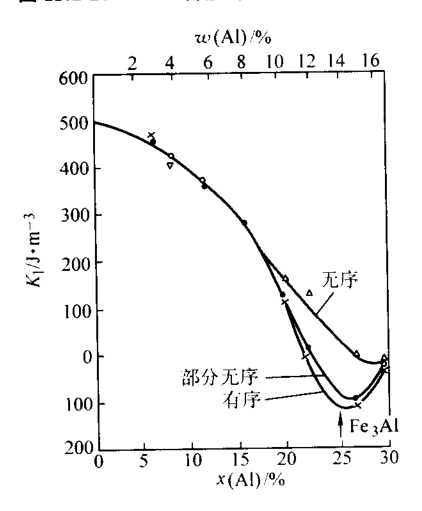


图 11.2-15　Fe-Al 合金的磁晶各向异性常数
× 炉冷；○ 冷却室中冷却；Δ 水冷

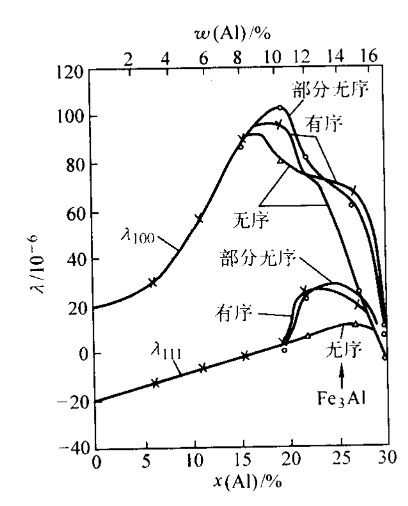


图 11.2-16　Fe-Al 合金的磁致伸缩系数
× 炉冷；○ 冷却室中冷却；Δ 水冷

1J6 合金系我国根据制造特种微电机的需要研制成的可冷轧低铝 Fe-Al 合金，它具有高的饱和磁感应强度和低的剩磁，良好的抗大气腐蚀能力，冷加工性好，容易大量生产，有明显的磁场处理效应，可代替某些硅钢片用于微电机、脉冲变压器和电感元件；亦可代替含铬、镍贵重金属的软磁合金，用于电磁阀和电磁离合器中的铁芯。生产的品种有冷轧带材、热轧（锻）棒材、扁材。

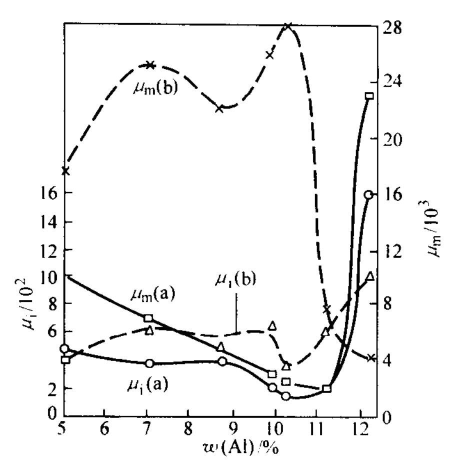


图 11.2-17　磁场处理对 Fe-Al 合金磁导率的影响

（a）没有磁场退火；（b）磁场退火

1J12 合金具有较高的磁导率和饱和磁感应强度。可代替 Fe-Ni 系软磁合金，例如 1J46、1J50 等，用于中等磁场中工作的元件，例如微电机、变压器、磁放大器和继电器的铁芯等。生产的品种有温轧带材、热轧（锻）棒材、扁材、薄板。

1J13 合金具有高的饱和磁致伸缩和较高的饱和磁感应强度。可代替纯镍片用于超声波清洗机、加工机和其他超声波换能器元件；亦可用于变压器和振荡线圈中的铁芯。生产的品种有温轧带材、热轧（锻）棒材、扁材、薄板。

1J16 合金具有高的磁导率和低的矫顽力。与 Fe－Ni 系软磁合金相比其特点是电阻率高，耐磨性好，密度低，磁性对应力不敏感，经中子辐射后性能稳定。可代替高镍坡莫合金（如 1J79 等），用于磁屏蔽、变压器、继电器、互感器、微电机、磁放大器铁芯、磁头和分频器的高频元件等。生产的品种有温轧带材、热轧（锻）棒材、扁材、薄板。国外高性能的 FeAl 合金可参阅表 11.2-19。

表 11.2-18a　我国标准列出的铁铝系软磁合金的牌号和性能

合金牌号	产品种类	厚度 /mm	磁导率 ≥			饱和磁致伸缩系数 λ_s	在不同场强（A/m）的磁感应强度/T ≥		矫顽力 H_c /A·m^{-1} ≤	剩余磁感 B_r/T ≤
			$\mu_{0.4}$	$\mu_{0.8}$	μ_{max}		B_{2400}	B_{3200}		
1J12 (Al12Fe)	温轧带材	0.20～1.00	—	2 500	25 000	—	1.2	1.3	12	0.5
1J13 (Al13Fe)	温轧带材	0.20～1.0	—	—	—	35×10^{-6}	—	—	—	
1J16 (Al16Fe)	温轧带材	0.20～0.3	4 000		50 000		0.65		3.2	0.4
		0.35～1.0	6 000		30 000		0.65		3.2	0.4

表 11.2-18b　我国标准列出的铁铝系软磁合金的牌号和性能

合金牌号	产品种类	厚度或直径 /mm	在不同场强（A/m）的磁感应强度/T ≥			矫顽力 H_c /A·m^{-1} ≤	铁损/W·kg^{-1} ≤	
			B_{500}	B_{1000}	B_{2500}		$P_{0.75/400}$	$P_{1.0/400}$
1J6 (Al6Fe)	冷轧带材	0.10～0.50	1.15	1.25	1.35	48	12	21
	热轧（锻）棒材	3～100	1.10	1.15	1.30	64	—	—

表 11.2-19　国外的高磁性铁铝合金

合金牌号	国别	主要成分(质量分数)/%（余为 Fe）	μ_i	μ_m	H_c /A·m^{-1}	B_s /T
Alperm	日	Al16	8 500	100 000	0.8	0.78
Alperm	日	Al16	3 450	116 000	2.0	0.78
16-Alfenol	美	Al15.9	2 778	115 000	1.9	0.76
12-Alfenol	美	Al11.7	4 530	45 560	4.5	1.44
Fe-Al-Mo	日	Al14.63Mo3.07	8 000	120 000	1.6	0.69
Themenol	美	Al15.6Mo3.3	6 390	145 000	1.4	0.69
Ю12	俄	Al12	6 350	150 000	2.4	1.45
Ю12K	俄	Al12Co3	9 200	142 000	2.16	1.44
16ЮИХ	俄	Al16Cr2.1～2.5	10 000～25 000	60 000～100 000	0.8～2.4	0.65
Ю14M	俄	Al14.4Mo1.97	12 200	124 500	1.76	—
Ю14Г3	俄	Al14Mn3	5 500	82 000	1.9	—
Fe-Al-Mo	日	Al15Mo3	6 000	110 000	2.4	0.65

3 铁硅铝系合金

被命名为sendust合金的Al5.4-Si9.6-Fe合金早在20世纪30年代就被发现。它的主要特点是不含昂贵的镍、钴等元素，原料便宜易得，与高镍坡莫合金一样在弱磁场中有高的磁导率，而 B_s、ρ、HV值更高。但是这种合金与铁铝合金一样既硬又脆，不能进行冷加工，很难得到薄板和薄带，因此多年来限制了它的推广使用。只能磨成细粉，制作磁粉芯材料。近年来由于高密度磁记录和视频磁卡磁记录技术的发展需要，加强了对这种合金的开发研究。

高密度磁记录的发展使磁记录媒体（磁带）不断更新换代，主要的趋势是磁带上涂敷的磁粉的 H_c 越来越高，金属磁带的 H_c（80～120 kA/m）约为普通 γ-Fe_2O_3（22.4～32 kA/m）的3倍左右，因此在录放音时需要高的磁场。在磁记录系统中信号是通过磁头铁芯而录入或放出的，所以磁头铁芯材料的 B_s 值要高（一般应比磁带上磁粉的 H_c 大10倍左右）。在适于制作磁头的常规晶态铁芯材料中 B_s 最高的就是FeSiAl系sendust合金（见表11.2-20），它与金属磁带相配合使用最为理想。

表11.2-20 几种磁头铁心材料的磁特性

特性参数	高镍坡莫合金	高 B_s 坡莫合金	Mn-Zn 铁氧体	FeSiAl 合金
$\mu_{e(0.3\ kHz)}$	20 000	20 000	8 000	22 000
B_{800}/T	0.7	0.8	0.5	0.89
H_c/A·m^{-1}	2.00	2.32	3.20	2.00
ρ/μΩ·cm	≥55	65	2×10^6	110
T_c/℃	≥340	350	185	450
d/g·cm^{-3}	8.75	8.75	5.1	6.91
α_l/10^{-6}K^{-1}	12	12	10	14
HV	120	130	650	550

在视频录像技术中，对磁头材料的要求与录音相似，只是由于频率更高，磁头运动的相对速度更快，故要求材料的高频特性和耐磨性更好。例如，一般视频磁带录像机要求磁头材料在1 MHz下的 $\mu_e \geq 100$，由于Sendust合金的 μ 较高，ρ 或HV比一般FeNi系坡莫合金或FeAl系合金都高，磁性对应力的敏感性也较小，故适合于这类用途的要求。磁头片可用粉末冶金或铸棒经电火花或线切割的方法来成型。

图11.2-18为FeSiAl三元合金成分图上 $K_1=0$，$\lambda_s=0$ 线的位置，Al5.4-Si9.6-Fe合金（Sendust）基本上在两条线交点附近，因此具有很高的磁导率。

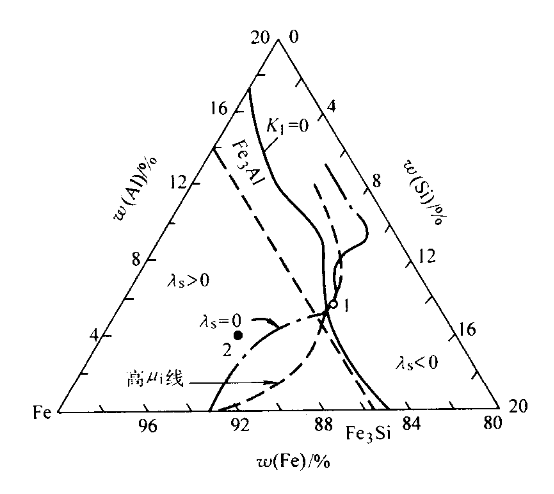
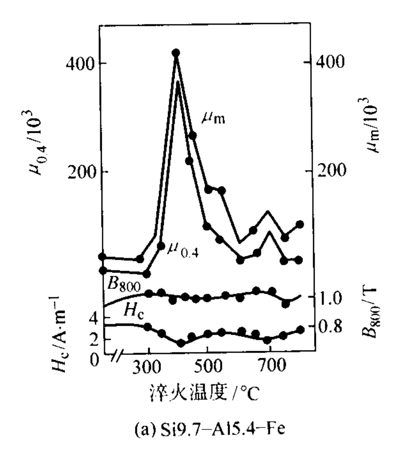


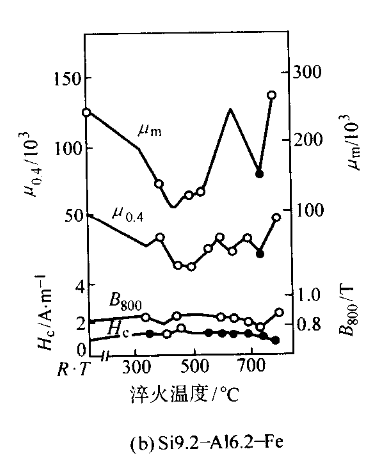
图11.2-18 Fe-Si-Al合金的 K_1，λ_s 随成分的变化
1—Sendust合金；2—Super-Sendust合金

这类合金的磁性对成分纯度和热处理工艺十分敏感，成分稍有变化，热处理工艺就大不相同。图11.2-19a和b列出了两个成分略有不同的FeSiAl合金的磁性与淬火温度关系。ϕ14/8×1 mm的环状样品经1 100℃均匀化5 h后以100℃/h的速度缓冷至各淬火温度（300～800℃），然后在硅油中淬火。Si9.7-Al5.4-Fe合金（图11.2-19a）的 $\mu_{0.4}$（$H=0.4$ A/m）和 μ_m 在400℃和700℃淬火得到两个峰值，尤以400℃淬火为好，$\mu_{0.4}$（$H=0.4$ A/m）达380 000，比一般Sendust合金高10倍，也优于Ni80Mo5超坡莫合金的220 000，H_c 也很低，仅为0.48 A/m。Si9.2Al6.2-Fe合金（图11.2-19b）在650℃淬火和连续冷却到室温时也出现峰值，但磁导率明显下降。

Sendust合金与高镍坡莫合金一样，在退火过程中也有有序—无序转变形成 Fe_3(SiAl)有序结构，转变温度较高（约为740℃），对 K_1 和 λ_s 值有很大影响，因此会有图11.2-19所示的变化。



(a) Si9.7–Al5.4–Fe



(b) Si9.2–Al6.2–Fe

图11.2-19 两种不同成分的Sendust合金的磁性与淬火温度关系曲线

我国国家标准中无此牌号，但研制的 FeSiAl 合金性能达到相当高的水平，例如真空冶炼并铸造的环状样品（0.2 mm 厚）在 H_2 中 1200℃保温 3 ~ 5 h，以 30 ~ 50℃/h 速度冷却至 300℃出炉，性能水平达 μ_i（$H = 0.16$ A/m）= 43 100，μ_m = 200 000，$H_c = 1.2$ A/m。研究了高温退火温度及冷却速度对磁性能的影响，认为采用较高温度（1 150℃）退火并以 50℃/h 速度冷却获得了较好性能。此外还研究了磁场处理（$H = 800$ A/m，550℃以 50℃/h 速度冷却）对磁性能的影响，使磁性能大为改善并达到了很高的水平（μ_i 约为 43 000，μ_m 约为 346 000，H_c 约为 0.96 A/m）。但是，无论是高温退火还是磁场处理对这类合金性能的影响都需进一步系统研究。

为了克服 Sendust 合金的脆性，使能够加工成薄带，20 世纪 70 年代初又发明了质量分数为 6% Si-4% Al-3.2% Ni-Fe 的 Super-Sendust 合金，可用温轧方法获得 0.2 mm 厚薄带，其高频特性与钼坡莫合金相当，装配的磁头其磨耗几乎接近零。

纯的 Si6-Al4-Fe 三元合金在相图上处于 $\lambda_s > 0$ 的区域（图 11.2-18），加入具有 $-\lambda_s$ 的镍成为 Si6-Al4-Ni3.2-Fe 合金，$\lambda_s \to 0$，从而获得高 μ_i。表 11.2-21 为 Sendust 合金和 Super-Sendust 合金的性能对比。

表 11.2-21　两种 FeSiAl 合金的性能对比

合金牌号	μ_i /10^4	μ_m /10^5	μ_e (1 kHz) /10^3	μ_e (4 MHz)	B_s /T	H_c /A·m^{-1}	ρ /μΩ·cm	T_c /℃	HV
Sendust 合金 (Si9.6-Al5.4-Fe)	3.5	1.2	6	60	1.0	1.6	80	500	500
Super-sendust 合金 (Si6-Al4-Ni3.2-Fe)	1	3	5.5	80	1.09	1.6	100	670	400

最近利用快淬技术得到了 Sendust 合金薄带，厚度为 0.02 ~ 0.11 mm，它的维氏硬度与大块的 Sendust 合金相似，HV≈560。在一定热处理后 H_c 达 1.92A/m，$\mu_i = 34\ 000$，而且直到几千赫兹都保持不变。研究表明，这种 Sendust 合金条带不论是磁特性还是工艺性能，作为与录音或录像系统用的高 H_c 金属磁带相匹配的磁头铁芯材料是极其有希望的。

另一个改进是利用添加合金元素（例如 Ti、Nb、Er 等）的方法，改善 Sendust 合金的耐蚀性和耐磨性，以适应做磁头芯片的需要。

4　铁钴系合金

铁钴合金的相图示于图 11.2-20。由于铁和钴在周期表中的位置相邻，原子直径接近，因此在固相线下，920℃以上相当宽的成分范围内形成连续的 γ 固溶体，但是在很宽的钴含量 w（Co）范围内（0 ~ 75%）发生 γ→α 相转变，相转变温度最高为 985℃。

钴含量 w（Co）在 40% ~ 60%范围内，退火后也发生有序—无序转变，产生 FeCo 有序相（图中 α_1 相），最高转变温度为 730℃。这种转变和其他具有有序—无序转变的合金一样，性能将发生显著变化。

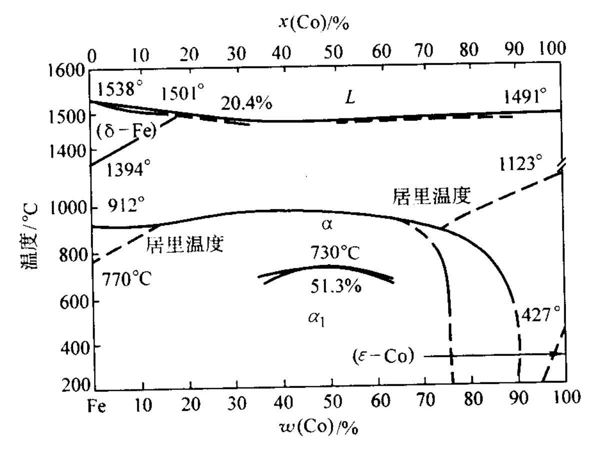


图 11.2-20　Fe-Co 合金相图

铁钴合金的磁性与 Fe-Ni 系坡莫合金一样，取决于合金的 K_1 值和 λ_s 值。图 11.2-21、图 11.2-22 为铁钴合金的 K_1、λ_s 与钴含量的关系，图 11.2-23 为磁化强度 J 与钴含量的关系，图 11.2-24 示出 Co 含量与磁导率的关系。可见 FeCo 合金的特点如下。

1）在所有软磁材料中，FeCo 合金的 T_c 和常温下的饱和磁化强度 J_s 最高，例如 Co50-Fe 合金的 T_c = 980℃，在甚强磁场下，Co35-Fe 合金的 J_s 最高（2.45T），在弱磁场下 Co50-Fe 合金的 J_s 最高。

2）在 Co50-Fe 附近 μ_i 和 μ_m 最高，软磁性最佳。

3）有序化对 K_1 和 λ_s 值有重大影响，淬火无序态的 Co42-Fe 合金的 $K_1 \to 0$，退火慢冷有序态 Co50-Fe 合金的 $K_1 \to 0$，在质量分数为 Co50% ~ 70%处可有最高的 λ_s 值。

由于 FeCo 合金的 J_s 高，并有较好的软磁性，故有其特殊用途。主要是用做机载电子设备中的变压器、电动机，电话机中的膜片，高速打印机中的嵌铁，接收机中的线卷、开关和存储铁芯等。由于 T_c 高，又可制作高温磁性元件，例如宇航核动力系统中的电机铁芯，电器设备和控制元件等。但是这个合金的致命缺点是电阻率低，并且由于 Co 含量较高，价格昂贵。另外虽然 Co50 合金慢冷使 $K_1 \to 0$ 得到好的软磁特性，但慢冷又使合金有序化，造成很大的脆性，不易冷加工成型。

基于磁性和力学性能的不同，常用的 FeCo 系合金大致可分为 3 类：Co27-Fe，Co35-Fe 和 Co50-Fe 合金。

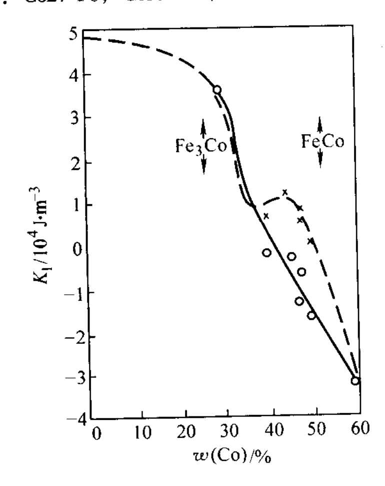


图 11.2-21　Fe-Co 合金的磁各向异性常数
—水中淬火，无序；…20℃/h 冷却，有序

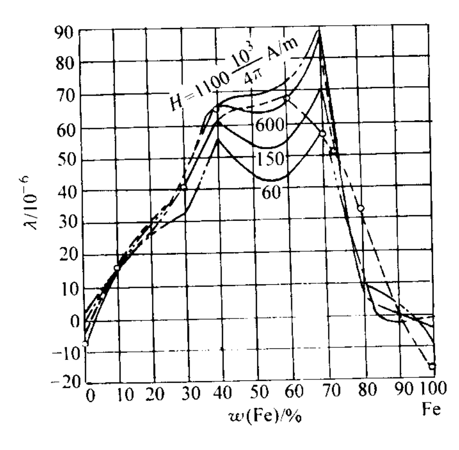


图 11.2-22 多晶 Fe-Co 合金在不同 H 下的磁致伸缩

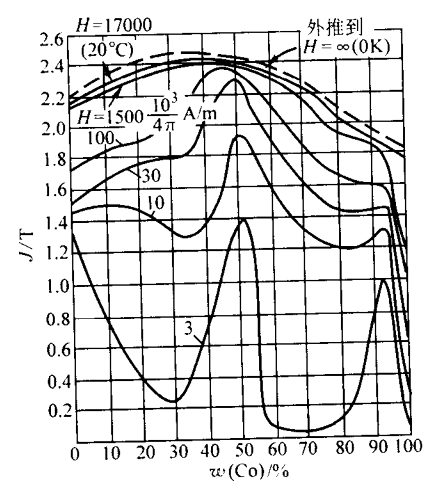


图 11.2-23 Fe-Co 合金（退火）在不同场强下的磁极化强度

Co27 合金的特点是退火后的塑性比 Co35 和 Co50 合金好，易于轧制加工。尽管 Co 含量低些，但 J_s 仍很高，适宜

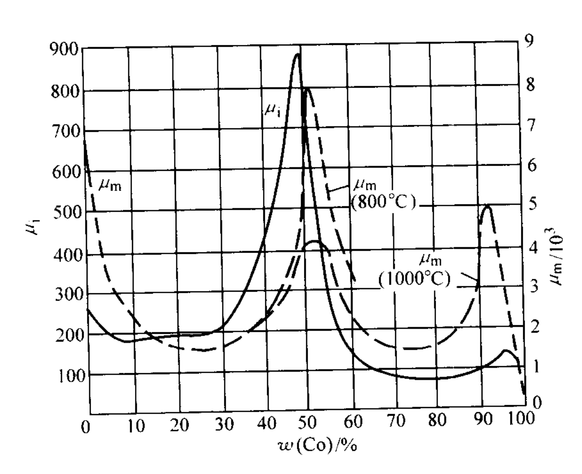


图 11.2-24 Fe-Co 合金的起始磁导率和最大磁导率

制造电机转子和定子及其他在机械负荷条件和高温（900℃以下）工作的磁导体。添加少量的铬可改善合金的电磁性能和力学性能。这种合金的国外牌号有 Hiperco27（Co27Cr0.3～2-Fe），27KX（Co26.5～28Cr0.5-Fe）等。国内尚无这类合金的国家标准。

Co35 合金具有最高的 J_s，适宜制造电机磁路材料及电磁铁的极靴等，国外牌号有 Hiperco35。国内已研制了这种合金，但无国家标准。

工业上用途最广的是 Co50-Fe 型合金，它的 J_s、T_c 都很高，但很脆，难以加工。国外牌号为 Permendur 合金，国内非正式牌号为 1J20。在 Co50-Fe 中添加质量分数为 2% 的 V 可改善这种合金的加工性，提高电阻率及磁性。国外牌号为 2V-Permendur 合金，我国国家标准中定名为 1J22 合金。这种合金在慢冷以后 $K_1\to 0$，因此可以利用磁场热处理，使 $K_u \gg K_1$ 产生 H_c 较小的矩形回线，国外牌号为 Supermendur，国内非正式牌号为 1J22（超）。

表 11.2-22 是我国国标（GB/T 15002—94）规定的 1J22 合金磁性能，表 11.2-23 为国外 FeCo 系合金的磁性能。

表 11.2-22 我国铁钴钒合金的磁性

牌号	主要化学成分（质量分数）	B_{400}/T ≥	B_{800}/T ≥	B_{1600}/T ≥	B_{2400}/T ≥	B_{4000}/T ≥	B_{8000}/T ≥	H_c/A·m^{-1} ≤	成品种类
1J22	Co49～51V0.8～1.8	1.60	1.80	2.00	2.10	2.15	2.20	128	冷轧带材
		—	—	—	2.05	2.15	2.20	144	丝材、锻材

表 11.2-23 国外工业用 Fe-Co 合金的典型性能

国内外牌号	主要成分（质量分数）	μ_i	μ_m	H_c /A·m^{-1}	B_s /T	ρ /μΩ·cm	T_c /℃
Hiperco 27	Co27Cr0.6		2 800	200	2.36	20	940
Hiperco 35	Co35Cr1.5	650	10 000	80	2.42	40	
Permendur 1J20	Co50	800	5 000	160	2.40	7	
2V－Permendur 1J22	Co50V2	1 250	11 000	64	2.36	25	980
Supermendur 1J22（超）	Co50V2（磁场处理）	800～1 000	9 000～70 000	16～18.4	2.36	25	980

图 11.2-25 为热处理温度对 Co50-Fe 合金的磁晶各向异性 K_1 和磁场感生各向异性 K_u 的影响。可以看出，要使 $K_u \geq K_1$，Supermendur 合金的磁场退火温度必须在 700℃以上，居里温度 980℃以下。

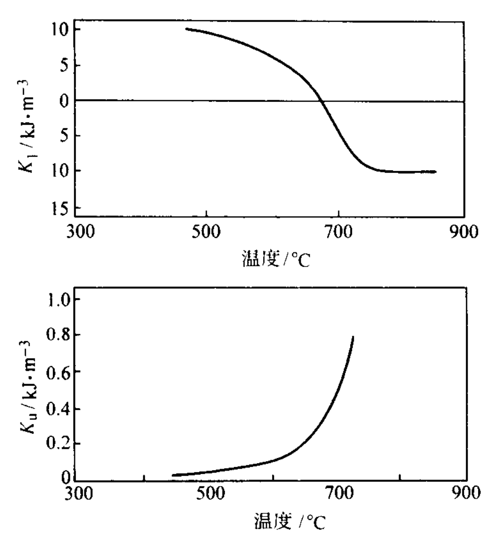


图 11.2-25 退火温度对 Co50-Fe 合金 K_1 和 K_u 的影响

5 铁铬系合金

Fe-Cr 系合金作为耐蚀和抗氧化的材料已在工业中广泛应用。铬的加入提高了合金的电极电位，同时在表面形成致密的防护层——钝化膜，大大提高了耐蚀性。铁和铬形成体心立方晶格的连续置换固溶体，其软磁性能大约在质量分数为 16% ~ 17% Cr 处最好。由于磁晶各向异性常数 K_1 较大（约 2×10^4 J/m³），磁致伸缩系数 λ_s 也大（约 26×10^{-6}），故其磁导率较低，矫顽力较高。但由于其价格便宜，B_s 值较高，耐蚀性好，电阻率高，磁性的温度稳定性好等，使之成为目前应用最广的耐蚀软磁材料。主要用在潮湿、盐雾或其他腐蚀性介质中工作的电磁阀材料等。

图 11.2-26 为铬含量对 B_{20}（H = 2 000 A/m）和矫顽力（H_c）的影响。常用的 Cr-Fe 合金基本上分两组，一是 10% ~ 13% Cr（质量分数）-Fe 合金，一是 16% ~ 18% Cr（质量分数）Fe 合金，前者的 B_{20} 较高，后者的 H_c 较低，铬含量 w（Cr）低于 10%时 H_c 增大。

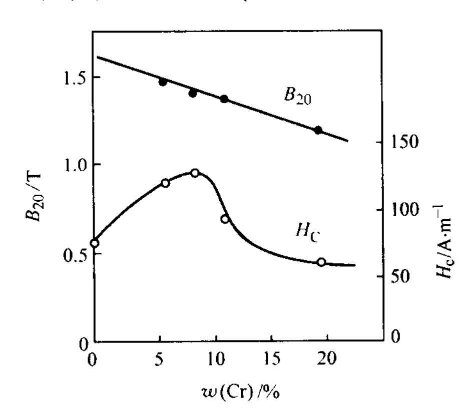


图 11.2-26 铬含量对矫顽力（H_c）和磁感应强度（B_{20}）的影响

合金的磁性除与铬含量有关外，还与 C + N 含量有关（见图 11.2-27）。现在大生产中已可使 w（C + N）< 0.02%，Cr12-Fe 合金的 H_c 与优质纯铁相当。

图 11.2-28 为各种添加元素对 Cr12-Fe 合金 H_c 的影响。添加合金元素还可改善合金的耐蚀性（图 11.2-29）。添加铝、钛可比添加硅更有效地提高冷锻性，而加 Pb、S 等元素，则可改善切削加工性。

表 11.2-24 为国外某些 Cr-Fe 系合金的磁性，表 11.2-25 为我国国标（GB/T 14886—1994）中列出的牌号和性能。

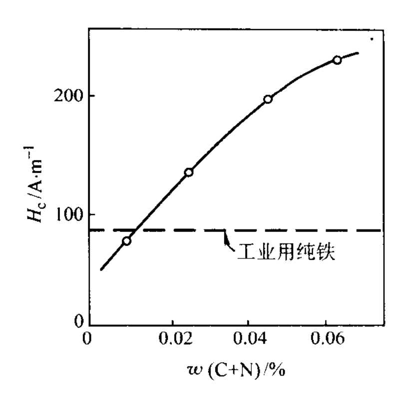


图 11.2-27 Cr12-Fe 合金中（C + N）含量对矫顽力（H_c）的影响

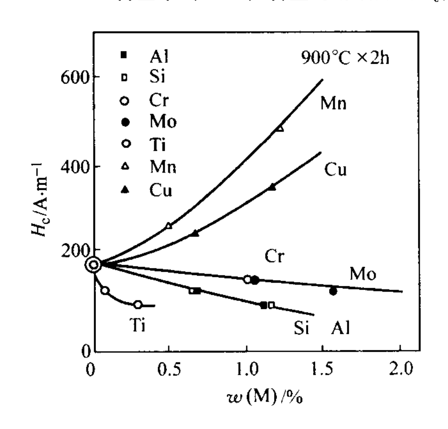


图 11.2-28 添加元素（M = Mn、Cu、Mo、Ti、Al、Si）对 Cr12-Fe 合金矫顽力（H_c）的影响

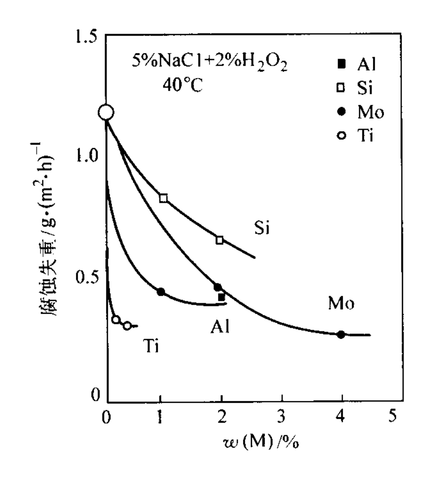


图 11.2-29 添加元素（M = Mo、Ti、Al、Si）对 Cr17-Fe 合金耐蚀性的影响

表 11.2-24 国外某些 Fe-Cr 系耐蚀热磁合金的性能

类别	主要成分（质量分数）	H_c /A·m⁻¹	$B_{800A/m}$ /T	ρ /μΩ·cm	国外牌号
Cr13 系	Cr13Si2	152	1.13	92	KM31
	Cr13Si1AlP6	88	1.20	72	KM35F
	Cr13Al1Si0.3P6	72	1.14	80	QMR3L
	Cr13Al2Si	64	1.16	97	KM70F
	Cr12Al0.3P6	80	1.22	60	AUM15H
	Cr10Al1.2P6	72	1.29	80	QMR2L
	Cr10Al3P6	80	1.17	100	AUM25
	Cr13（超低 C）	37	1.27	50	OOX13



续表 11.2-24

类别	主要成分（质量分数）	H_c /A·m^{-1}	$B_{800A/m}$ /T	ρ /μΩ·cm	国外牌号
Cr17系	Cr16	64	1.20	44	16X
	Cr18Si2	48	1.15	95	KM34
	Cr17Si1AlP6	88	1.18	75	KM37
	Cr18Al0.3Si0.1	80	1.14	61	KM65
	Cr17Ti	80	1.18	52	AUM14H
	Cr19Mo2Ti	80	1.15	53	AUM20
	Cr15Si1.5Al1MoP6	96	1.10	99	QMR5L

表 11.2-25 我国国标中规定的耐蚀软磁合金的牌号和性能

合金牌号	不同磁场强度（A/m）时的磁感应强度值/T				μ_m ≥	矫顽力 H_c /A·m^{-1} ≤	电阻率 ρ/μΩ·cm
	B_{240} ≥	B_{r240} ≤	B_{300} ≥	B_{3200} ≥			
1J116（Cr16）	1.0	0.75	1.1	1.3	11 500	80	44
1J117（Cr17NiTi）	0.9	0.72	1.0	1.25	9 000	80	—

Cr-Fe系合金由于在低温下不发生有序—无序转变，故最终退火工艺较为简单。一般不要超过900℃，即不要超过γ⇔α同素异晶转变温度，纯铁为912℃，铬的加入使其有所变化，图11.2-30示出γ相区与铬和（C+N）含量的关系，此图为退火温度选择的依据。

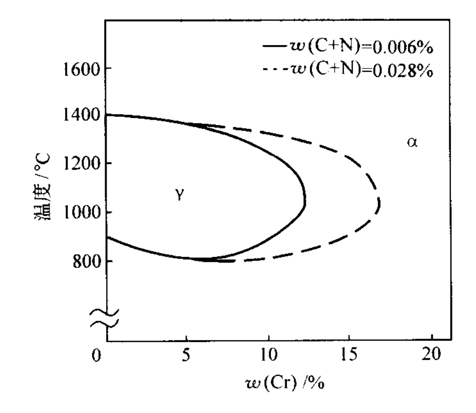


图 11.2-30 Fe-Cr合金的γ相区

编写：陈国钧（首钢冶金研究院）
刘佑华（首钢冶金研究院）
王新林（钢铁研究总院）



第3章　电　工　钢

电工钢包括电工纯铁、低碳电工钢和硅钢。铁是重要的强磁性元素之一，它在地球上蕴藏十分丰富，其主要性能如表 11.3-1 所示。

表 11.3-1　纯铁的某些物理性

熔点/℃	1 536
α→γ 转变（加热）/℃	910
晶格常数（20℃）/nm	0.286 64
密度（20℃）/g·cm^{-3}	7.87
电阻率（20℃）/μΩ·m	0.097
弹性模量（多晶）/GPa	210
弹性模量（单晶）E_{100}/GPa	132
E_{111}/GPa	287
抗拉强度/MPa	175 ~ 700
线胀系数（0 ~ 100℃）/10^{-6}K^{-1}	12.1
电阻温度系数（0 ~ 100℃）/10^{-6}K^{-1}	6.5×10^{-3}
比热容（20℃）/J·(g·K)$^{-1}$	0.444
布氏硬度	50 ~ 90
居里温度/℃	770
饱和磁化强度（$\mu_0 M_s$）/T	2.158
磁晶各向异性常数/J·m^{-3}	4.8×10^4
磁致伸缩系数 λ_{100}	20.7×10^{-6}
λ_{111}	-21.2×10^{-6}
λ_s	-7×10^{-6}

1　电工纯铁和低碳电工钢

铁按纯度可分为工业纯铁（纯度为质量分数 99.6% ~ 99.8%），纯铁（纯度为质量分数 99.90% ~ 99.95%）和高纯铁（纯度为质量分数 99.990% ~ 99.997%）三类。从软磁性能看，纯度越高，磁性越好。

工业纯铁按碳含量、制备方法和用途又可分为电工纯铁、电解纯铁和羰基铁三类（见表 11.3-2）。

表 11.3-2　工业纯铁的种类

分类	碳含量（质量分数）/%	制备方法	成品形状	主要用途
电工纯铁	0.02 ~ 0.04	电弧炉转炉冶炼	棒、板、带	直流电机 电器的磁芯 电真空器件
电解纯铁	0.006 ~ 0.02	电解法	片	高级合金原料
羰基铁	0.007 ~ 0.02	化学反应提炼	粉末	磁粉芯

电工纯铁也叫阿姆科铁，它的碳含量（质量分数）在 0.22% ~ 0.44%，杂质总含量一般小于质量分数 0.4%，是最早应用的软磁材料。由于它的饱和磁化强度（$\mu_0 M_s$）高，矫顽力（H_c）低，磁导率较高，加工性、成型性和焊接性好，制造工艺简单，成本低等，至今仍大量应用，它还可用做合金的原料，故总用量达工业纯铁的 80%。

电工纯铁的主要缺点是电阻率低（不到 0.1 μΩ·m），当用于交流条件下就会产生大的涡流损耗，所以这种纯铁主要用于直流或低频磁化条件下的电器，仪表中的磁性元件，电子管零件，直流电机和大型电磁铁的铁芯，以及继电器的衔铁，磁屏蔽罩等。

我国工业生产的纯铁可分为三类，一类是合金原料纯铁，有 2 个牌号：DT1、DT2；另一类是电磁铁用纯铁，有 4 个牌号，即 DT3、DT4、DT5、DT6，其中 DT4 和 DT6 是无磁时效的牌号；再一类是电子管用纯铁：DT7 和 DT8。表 11.3-3 和表 11.3-4 中列出了上述纯铁的化学成分和磁性。表中 DT 表示电工用纯铁，后接数字序号，其后的字母表示磁性等级。我国已有电工纯铁棒，热轧厚板和冷轧薄板 3 个国家技术标准：GB 6983—86，GB 6984—86，GB 6985—86。

表 11.3-3　国产纯铁的化学成分（质量分数）　%

牌号	名称	C	Si	Mn	S	P	Ni	Cr	Cu	Al
DT1	沸腾纯铁	0.04	0.03	0.10	0.030	0.015	0.20	0.10	0.15	—
DT2	高纯度沸腾纯铁	0.025	0.02	0.035	0.025	0.015	0.20	0.10	0.15	—
DT3	镇静纯铁	0.04	0.20	0.20	0.015	0.020	0.20	0.10	0.20	0.55
DT4	无时效镇静纯铁	0.025	0.20	0.15	0.015	0.015	0.20	0.10	0.20	0.20 ~ 0.55

表 11.3-4　国产电工纯铁的磁性

磁性等级	牌　　号	H_c/A·m^{-1} ≤	μ_m ≥	磁感应值/T ≥				
				B_{400}	B_{800}	B_{2000}	B_{4000}	B_{8000}
普级	DT3、DT4、DT5、DT6、DT8	96	6 000	1.4	1.50	1.67	1.71	1.80
高级	DT3A、DT4A、DT5A、DT6A、DT8A	72	7 000					
特级	DT4E	48	9 000					
超级	DT4C、DT6C	32	12 000					

低碳电工钢是指碳含量 w（C）小于 0.1% 的铁碳合金，在过去 20 多年中，普通的冷轧低碳钢带由于价格低廉和磁性能良好，使用量不断上升。它们主要用于低功率和中等功率的一些间隙动作的电动机中，它们的发展和家用电器的普及使用密切相关。在这类应用中，成本是生产上考虑的最重要因素，其次才是降低铁芯损耗。



低碳电工钢带由于较一般纯铁碳含量高，因此在冷却时析出碳化物较多，对磁性是不利的。但是碳化物的形态和大小对磁性的影响是不一样的。片状的、细小分散的夹杂物对磁性损害作用大，而颗粒较大的球状夹杂物对磁性损害作用较小。所以钢带经炉冷后的磁性比空冷的要好，因为炉冷有利于碳的球化。钢带在727℃以下进行退火可使碳化物进一步球化而改善磁性。

实际使用的低碳电工钢，经湿氢脱碳退火，碳含量 w（C）降为0.05%～0.08%，常用厚度为0.50和0.65 mm两种，其铁芯损耗比后面要讲到的晶粒取向硅钢高几十倍，但它在较强磁场（2～4 kA/m）下的磁感应强度比硅钢高，因而在制成电机后有利于降低励磁电流和电机绕组的铜损（即由于励磁电流流经绕组铜线产生焦耳热所消耗的能量），这对功率小于75 kW的电机来说显得十分重要，因为在这类电机的总损耗中，铜损占的比例往往比铁芯损耗大，因此尽管采用低碳电工钢带后会产生较大的铁芯损耗，然而，总的电机损耗仍可下降。另外，低碳电工钢由于硬度比硅钢低，因此冲压特性很好，有利于延长冲模的使用寿命。低碳电工钢中通常含有大约质量分数为0.4%的锰，它可使冷轧后的低碳电工钢容易实现再结晶，并可适当提高电阻率，这对交流应用是很有利的。表11.3-5列出了美国阿姆科铁和一些低碳电工钢的性能对比。

表 11.3-5 美国阿姆科铁（2 mm）和低碳电工钢（0.50 mm）的磁性

材料成分（质量分数）	状态	$H=0.8$ A/cm 下的 $\mu_{0.8}$	$P_{1.5/60}$ /W·kg^{-1}
阿姆科铁 0.015C、0.03Mn、0.005P、0.025S、0.15O_2、0.007N_2	软	1 800	—
低碳电工钢 0.05C、0.40Mn、0.12P、0.025S	硬	2 000	8.50
低碳电工钢 真空去气、0.006C	软	—	8.40
低碳电工钢 Si、Al<0.25、0.80Mn	半硬	2 300	5.50

在工业中还有一种叫低碳低硅无取向电工钢，其碳含量 w（C）<0.015%，含硅或硅铝量 w（Si+Al）低于或等于1%的电工钢，其特性和用途与上述低碳电工钢相似。

影响纯铁和低碳钢磁性的因素首先是杂质。纯铁中常见的杂质有C、N、O、H、S、P、Mn、Si、Al、Cn等元素，它们的存在形态有两种：一种是固溶于纯铁中，另一种是形成夹杂物（例如 Al_2O_3、SiO_2、MnS、AlN等），以第二的相形式存在于纯铁内。一般来说，同样杂质含量时，形成间隙固溶体的元素比形成置换固溶体的元素对纯铁磁性的影响大，当然形成第二相夹杂时的影响更大。图11.3-1表示碳和氮对矫顽力的影响，它们都使 H_c 增加，而且碳的影响更大，（H_c 增加的斜率大）。但是碳对引起磁时效现象的影响不大，而氮的影响甚大（见图11.3-2和图11.3-3），例如当氮含量 w（N）高于 60×10^{-6}时，时效1～3天后 H_c 增加1倍以上。此外O、S、Si、Al等也都对磁性不利，特别是当形成氧化物、氮化物夹杂时。因此生产厂要选择恰当的熔炼工艺并进行充分的脱碳退火。

图11.3-4为纯铁的晶粒大小对 H_c 的影响。退火后的晶粒大小与冷轧时的最终压下量、退火温度和时间以及杂质含量等因素有关。原则上讲，退火温度愈高，去除杂质愈充分，磁性也越好，但是纯铁在910℃发生 α⇔γ 相变，冷却时可能因主结晶相变而导致 α 相晶粒细化，恶化直流磁性能，故一般加热温度不要超过910℃。为了充分去除 H_2、N_2、C，升降温度应缓慢。

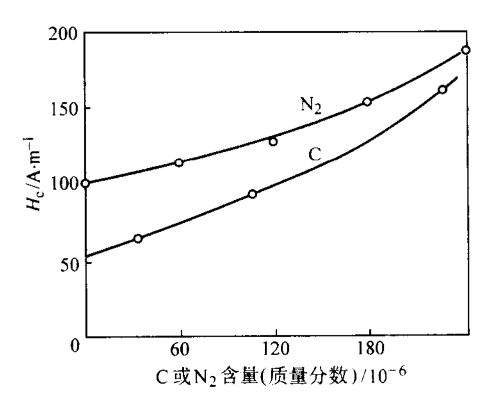


图 11.3-1 C和 N_2 含量对纯铁 H_c 的影响

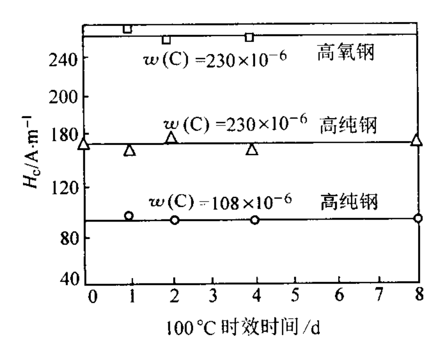


图 11.3-2 C%对纯铁 H_c 的影响

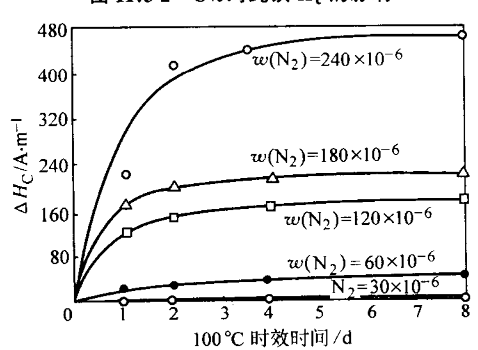


图 11.3-3 高氧钢脱C后磁时效时间和 N_2 含量对 H_c 的影响

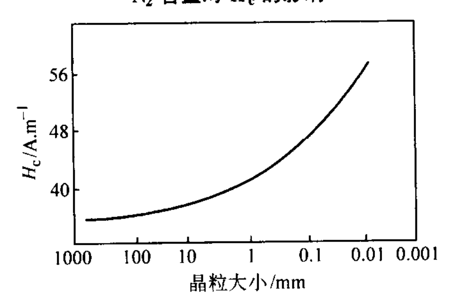


图 11.3-4 晶粒大小对纯铁 H_c 的影响

对于超级超低碳纯铁，可以进行两次退火，以进一步脱碳，长大晶粒，使 H_c 降到32 A/m以下。也可以在高纯氢（或湿氢）中于1 200～1 500℃之间退火几小时，由于C、N_2、O_2 的充分去除，μ_m 值可达10万以上，H_c 小于8 A/m。



最近的研究进一步发现，如果在纯铁中形成（100）[uvw] 的面织构，可以既提高磁感，又降低矫顽力和损耗，这种织构是用严格控制热轧终轧温度，卷取温度，并采用预退火等方法，充分利用 α→γ→α 相变对晶粒取向的影响而获得的。表 11.3-6 为根据 [100] 和 [111] 铁单晶数据的计算结果。与各向同性状态相比，(100) [uvw] 织构的 B_{2000} 值约高 0.16 T（10%），而（111）[uvw] 和（110）[uvw] 织构的 B_{2000} 值约低 0.11 T（7%）和 0.04 T（2%）。实际的 B_{2000} 已达 1.8 T，$P_{1.5/50}$ 小于 4 W/kg。

表 11.3-6 几种面织构和各向同性状态的 B_{25}

w（Si）/%		0	0.3	3.8
单晶体的 B_{2000}/T	[100]	2.06～2.09	2.06	1.97
	[111]	1.33～1.34	1.33	1.27
面织构的 B_{2000}/T（计算值）	(100) [UVW]	1.79～1.81	1.78	1.71
	(111) [UVW]	1.52	1.51	1.45
	(110) [UVW]	1.58～1.59	1.58	1.51
	各向同性	1.63～1.64	1.62	1.55

2 铁硅系合金（硅钢）

硅钢是指铁硅二元合金，它是用量最大的一种软磁材料，约占磁性材料总量的 90%～95%，占电工钢的 40%～60%（电工钢包括无硅低碳电工钢及含硅钢），是发展电力和电讯工业的基础材料之一。若按发电量计算，每增加 100 kW·h 电就需相应增加 1 kg 硅钢片，用以制造发电机、电动机和变压器。因此硅钢片是国民经济中不可缺少的主要材料。

2.1 硅钢的基本特点和分类

硅钢片是在工业纯铁的基础上发展起来的，它的主要优点是：

1）具有良好的磁性，饱和磁化强度高，电阻率较高，矫顽力低和铁损小；

2）硅促进钢中的碳石墨化，减少了钢板之间的黏结以及磁时效（磁性随时间的延长而下降）现象；

3）与其他软磁材料相比，硅钢片具有更高的性能稳定性，适于在高温、高压、振动和冲击等特殊环境中使用；

4）价廉，适于工业上大生产。

但是增加硅含量使屈服强度提高，塑性下降，当 w（Si）>4% 时，由于脆性很大，而不易加工。

硅钢片的主要用途是：1）用于电力工业方面的各种电动机、发电机、电力和分配变压器。一般使用经热轧或冷轧的 0.5 mm、0.35 mm 或 0.3 mm 厚的钢带。2）用于电讯工业方面的音频变压器、高频变压器、脉冲变压器、磁放大器等，一般使用小于 0.2 mm（最薄达 0.025 mm）的冷轧取向硅钢片。前者的用量远大于后者。

对硅钢片的共同要求是：在中等及弱磁场下的铁损低，磁感高；有合适的硬度（以保证良好的冲片性）；无磁时效现象；表面质量好；厚度均匀；表面涂层绝缘性好等。

电机和变压器的铁芯用硅钢片制成。铁芯损失是指单位重量的硅钢片铁芯在交变磁场作用下所消耗的无效功率，其单位是 W/kg。铁芯本身消耗的这一部分无效功率变成热量而损失掉。电机和变压器在工作运转一个阶段后发热（一般称为温升）就是由于这种热量引起的。硅钢片的铁损低，一方面可延长电机和变压器的工作运转时间和简化冷却系统；另一方面可节约大量的电力。电机和变压器的空载电流主要取决于硅钢片的铁损值。铁损高低对制造变压器更为重要，因为发电和输电系统用的变压器是积年累月地在工作，不管是否用电，只要不停电，变压器都要消耗一部分电能。一般变压器的使用寿命在 20 年以上（现在变压器使用 30 年），20 年内由于铁损将消耗大量的电力。因此电力工业用的变压器都用铁损低的硅钢片制造。总之，硅钢片的铁损低，制成电机和变压器既省电又省材料，还可缩小体积，减轻重量。所以各国在生产硅钢片时，一直在努力设法使铁损降低，并以铁损作为考核各国生产硅钢片质量水平的最重要标志，同时以铁损值作为划分牌号的依据。

图 11.3-5 为工业用硅钢片铁芯损耗的进步情况。在 20 世纪 40 年代以前，铁芯损耗的下降主要归功于炼钢和热轧加工技术的改进，合金中杂质的含量得到有效控制，薄板的平整度也得到很大改善。1934 年开始出现的新突破是由于采用二次冷轧法获得了晶粒取向硅钢（GO 钢）。此后，由于晶粒取向度的不断提高和杂质含量的不断降低，硅钢的铁损也逐步下降。到 60 年代末，由于晶粒长大抑制剂、一次冷轧和热处理工艺以及玻璃涂层等方面的改进，获得了高磁感级的取向硅钢（HI-B 钢），使铁损下降了 20%，而磁感 B_8（H = 8 A/cm）从传统的 1.82 T 提高到 1.92 T。1983 年以后用细化磁畴，适当提高硅含量和薄规格化措施，又使硅钢的铁损降低 10% 以上。

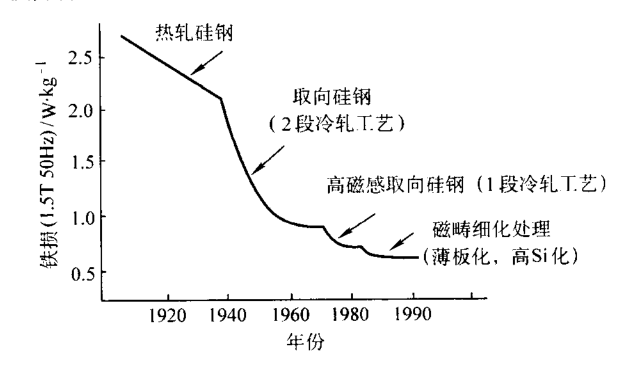


图 11.3-5 工业用硅钢铁损的进步

硅钢片的磁感强度越高，所制成的电机或变压器的铁芯体积和重量也越小。由于铁芯的重量占一台电机或变压器总重量的 1/3 到 1/2，因此使产品的总重量和体积也显著减小，同时节省了硅钢片、铜线、绝缘材料、结构材料和变压器油。

硅钢片的种类很多，可以按成分、制造工艺、组织结构或使用条件的不同来分类。

按硅含量 w（Si）的不同，可分为低硅钢（w（Si）= 0.8%～1.8%）、中硅钢（w（Si）= 1.8%～2.8）、较高硅钢（w（Si）= 2.8%～3.8%）和高硅钢（w（Si）= 3.8%～7.0%）四类。

按制造工艺不同，可分为热轧硅钢片和冷轧硅钢片。

按组织结构，可分为晶粒取向（单取向——高斯织构或双取向——立方织构）硅钢片和无取向硅钢片。

按用途可分为电机钢片和变压器钢片。

按厚度可分为一般硅钢片（常用厚度为 0.3～0.5 mm）和薄硅钢带（厚度 0.025～0.2 mm）。

通常热轧硅钢片都是无取向的，适于做电机铁芯（电机钢片），冷轧硅钢可以是无取向的（或取向度很小的），也可是晶粒取向的。前者适宜制造电机铁芯，后者适宜制造变压器铁芯。薄硅钢带一般都是晶粒取向的，主要在电讯工业中于较高频率下使用。

2.2 相图和物理性能

铁硅合金的相图见图 11.3-6，常用的硅钢片（w（Si）≤7%）是硅在 α-Fe 中的固溶体。从图上可见，1 150℃时硅

在 γ-Fe 中最大溶解度为质量分数 2.2% 左右，α+γ 的两相区也很窄。当 Si > 2.5% 时，γ-Fe 相区消失。因此，对 w（Si）< 2.5% 的硅钢片，必须低于 900℃ 退火，以免发生 α⇔γ 转变而使磁性变坏。对于 w（Si）> 2.5% 的硅钢片，由于不发生相变，故可以加热到很高温度，培养大的晶粒。

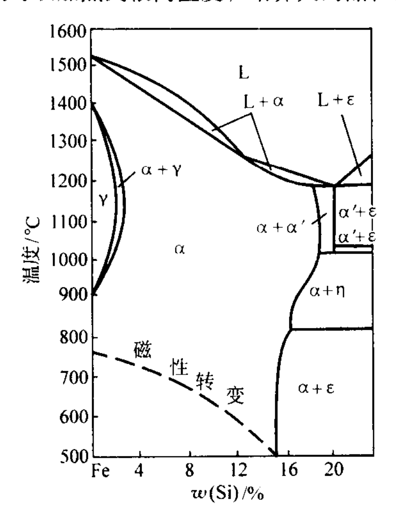


图 11.3-6 铁-硅状态图

但是，铁硅合金的 γ 相区和 α+γ 相区受微量杂质的影响很大，特别是碳，万分之几的碳就可使 γ 相区特别是 α+γ 相区扩大，图 11.3-7 表明，当 w（C）= 0.01% 时，α+γ 相区边界在 w（Si）= 2.5% 附近；当 w（C）= = 0.07% 时 α+γ 相区边界扩大到 w（Si）≈ 6% 处。因此在硅钢的热处理过程中如何脱碳是一个十分重要的问题。

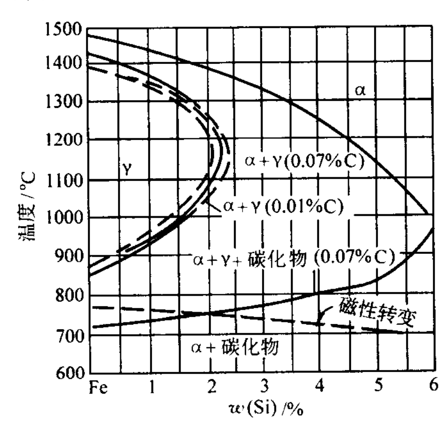


图 11.3-7 碳量对铁-硅合金 α+γ 相区的影响

图 11.3-8 表示硅含量对铁硅合金的饱和磁感应强度（B_s）、电阻率（ρ）、磁致伸缩系数（λ_{100}）、磁晶各向异性常数（K_1）和居里温度（T_c）的影响，随着硅含量的增加 ρ 增大，因而降低了涡流损耗，提高了合金交流磁性能，由于 $K_1 > 0$，故 <100> 方向为易磁化方向，随着硅含量的增加，K_1 和 λ_{100} 下降，因而可以提高磁导率，降低矫顽力和损耗。λ_{100} 在大约 w（Si）= 6.5% 处趋于零，K_1 大约在 w（Si）= 11% 处趋于零，可望在这些成分处得到比低硅钢更高的磁性能。但是 w（Si）> 4% 时，钢的脆性增加，使之难以加工成带。

硅的加入虽然带来许多优点，但相应地也造成一些缺点。由于硅是非铁磁性元素，硅的加入必然使硅钢的 B_s 和居里点下降（见图 11.3-8）；另外硅的加入使钢片的硬度提高，而延展性和冲击韧性降低，钢片变脆。其原因可能是：硅的加入使晶格畸变，形成的 SiO_2 和石墨化碳在晶界上析出，

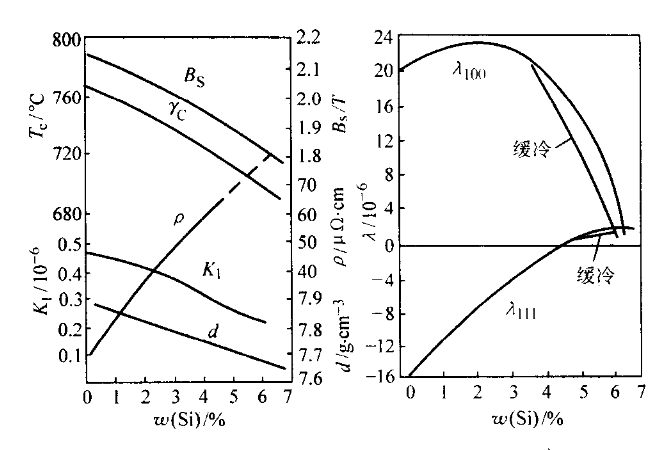


图 11.3-8 铁-硅合金的某些基本性能与硅含量的关系

使加工时的滑移性下降，晶粒过大造成晶界处的应力集中，容易断裂；在高 Si 钢中的 Fe_3Si 有序化也使钢变脆；硅易与氧结合使钢片易锈，且耐热性下降等。

2.3 无取向硅钢

无取向硅钢的产量很大，约占整个硅钢产量的 80%。在制造电机时，一般都是将硅钢片冲成带有许多槽的圆片，然后将这些圆片叠成铁芯。由于电机是在运转条件下工作，所以要求硅钢片各个方向的磁性相近，即希望硅钢片的磁各向异性越小越好。一般规定硅钢片的纵横方向的磁感强度 B_{25} 差值不大于 10%。另外为了减小电机的重量和体积，避免过大的离心力，减小磁化电流，要求有高的磁感应强度。大型电机还要求有低的铁损。

无取向硅钢有热轧的和冷轧的两种，二者相比较，冷轧无取向硅钢有下列优点。

1）磁感应强度高　冷轧无取向硅钢的 B_{10} 可达 1.6 T，而热轧的仅为 1.4 T。

2）铁损低　冷轧无取向硅钢（w（Si）≤ 3%）的铁损比同样硅含量的热轧电机钢低 10% ~ 30%，这相当于硅含量 w（Si）提高 1% 的热轧硅钢片牌号的铁损值。

3）冲剪加工好　制造电机时冲剪工作量很大，而且冲片形状复杂，要求冲片毛刺小，冲模和剪刀的使用寿命长。各种冷轧硅钢片的冲剪加工性比同样硅含量的热轧硅钢片好，冲模的使用寿命可提高 4 ~ 6 倍。由于冷轧硅钢片是以带状成卷供应（热轧硅钢是以片状供应），可以进行自动化冲剪操作，使冲片效率提高 2 ~ 3 倍，材料利用率提高 25% ~ 35%。

4）表面质量好，厚度均匀　0.35 mm 厚的冷轧硅钢片填充系统达 97% ~ 98%，厚度公差为 ± 0.02 ~ 0.03 mm，同样厚度的热轧硅钢片的填充系数只有 92% ~ 94%，厚度公差达 ± 0.04 ~ 0.05 mm。

5）由于表面质量好　使得涂在硅钢表面的绝缘薄层质量也好。

因此，自 20 世纪 50 年代以来，冷轧硅钢片发展很快，逐步取代了热轧硅钢片，现在已占硅钢总量的 95% 以上（包括无取向和取向两种）。但在我国，热轧硅钢至今仍有相当产量。到 2005 年前后，我国也将停止生产热轧硅钢。

表 11.3-7 和表 11.3-8 列出了我国的热轧硅钢板的牌号和性能（GB 5212—1985）；表 11.3-9 为冷轧无取向硅钢的牌号和性能（GB 2521—1988）。

热轧硅钢片的生产设备投资少，工艺简单，没有明显的晶体织构，各向异性小，适合在电机中应用，这种应用的热轧硅钢片的硅含量 w（Si）在 3% 以下。制造变压器用的热轧硅钢片，硅含量 w（Si）可提高到 4% 以上，以降低损耗。

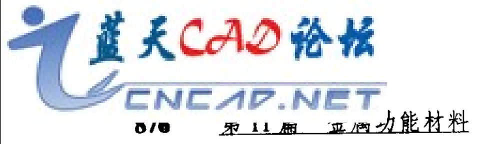


表 11.3-7　热轧硅钢板牌号、规格及性能（摘自 GB/T 5212—1985）

牌号	厚度 /mm	最小磁感应强度/T			最大铁损/W·kg^{-1}		最低弯曲次数 不小于	理论密度 d/g·cm^{-3}	
		B_{25}	B_{50}	B_{100}	$P_{1.0/50}$	$P_{1.5/50}$		酸洗钢板	未酸洗钢板
DR530-50	0.50	1.51	1.61	1.74	2.20	5.30		7.75	7.70
DR510-50	0.50	1.54	1.64	1.76	2.10	5.10			
DR490-50	0.50	1.56	1.66	1.77	2.00	4.90			
DR450-50	0.50	1.54	1.64	1.76	1.85	4.50			
DR420-50	0.50	1.54	1.64	1.76	1.80	4.20			
DR400-50	0.50	1.54	1.64	1.76	1.65	4.00	4	7.65	—
DR440-50	0.50	1.46	1.57	1.71	2.00	4.40	4		
DR405-50	0.50	1.50	1.61	1.74	1.80	4.05	1.0	7.55	—
DR360-50	0.50	1.45	1.56	1.68	1.60	3.60	1.0		
DR315-50	0.50	1.45	1.56	1.68	1.35	3.15	1.0		
DR290-50	0.50	1.44	1.55	1.67	1.20	2.90	1.0		
DR265-50	0.50	1.44	1.55	1.67	1.10	2.65	5.0	7.65	—
DR360-35	0.35	1.46	1.57	1.71	1.60	3.60	5.0		
DR325-35	0.35	1.50	1.61	1.74	1.40	3.25	1.0	7.55	—
DR320-35	0.35	1.45	1.56	1.68	1.35	3.20	1.0		
DR280-35	0.35	1.45	1.56	1.68	1.15	2.80	1.0		
DR255-35	0.35	1.44	1.54	1.66	1.05	2.55	1.0		
DR225-35	0.35	1.44	1.54	1.66	0.90	2.25			

注：1. $P_{1.0/50}$、$P_{1.5/50}$表示当用 50 Hz 反复磁化和按正弦形变化的磁感应强度最大值为 1.0T 和 1.5T 时的总单位质量铁损（W/kg）。

2. DR 表示热轧硅钢片，横线前的数字是 $P_{1.5/50}$的 100 倍，横线后的数字是厚度的 100 倍。

表 11.3-8　400 Hz 下使用的热轧硅钢牌号和性能

牌号	厚度 /mm	最小磁感应强度/T			最大铁损/W·kg^{-1}		电阻系数 /μΩ·m ≥	最低弯曲次数 ≥
		B_5	B_{10}	B_{25}	$P_{0.75/400}$	$P_{1.0/400}$		
DR1750G-35	0.35	1.23	1.32	1.44	10.00	17.50	0.57	1
DR1250G-20	0.20	1.21	1.30	1.42	7.20	12.50	0.57	2
DR1100G-10	0.10	1.20	1.29	1.40	6.30	11.00	0.57	3

注：1. B_5、B_{10}、B_{25}表示当磁场强度（A/cm）等于字母后的相应数值时，基本换向磁化曲线上的磁感应强度（T）。

2. $P_{7.5/400}$、$P_{1.0/400}$表示当用 400 Hz 反复磁化和按正弦形变化的磁感应强度最大值 0.75 T、1.0 T时的总单位铁损（W/kg）。

3. G 表示在频率为 400 Hz 下检验的钢板。

表 11.3-9　冷轧无取向硅钢牌号、尺寸及磁性
（摘自 GB/T 2521—1988）

公称厚度 /mm	牌号	最大铁损 $P_{1.5/50}$ /W·kg^{-1}	最小磁感 B_{50} /T	密度 /g·cm^{-3}
0.35	DW240-35	2.40	1.58	7.65
	DW265-35	2.65	1.59	7.65
	DW310-35	3.10	1.60	7.65
	DW360-35	3.60	1.61	7.65
	DW440-35	4.40	1.64	7.65
	DW500-35	5.00	1.65	7.75
	DW550-35	5.50	1.66	7.75
DW270-50	2.70	1.58	7.67	
DW290-50	2.90	1.58	7.65	
DW310-50	3.10	1.59	7.65	
DW360-50	3.60	1.60	7.65	

续表 11.3-9

公称厚度 /mm	牌号	最大铁损 $P_{1.5/50}$ /W·kg^{-1}	最小磁感 B_{50} /T	密度 /g·cm^{-3}
0.50	DW400-50	4.00	1.61	7.65
	DW470-50	4.70	1.64	7.65
	DW540-50	5.40	1.65	7.75
	DW620-50	6.20	1.66	7.75
	DW800-50	8.00	1.69	7.80
	DW1050-50	10.50	1.69	7.85
	DW1300-50	13.00	1.69	7.85
	DW1550-50	15.50	1.69	7.85
0.65	DW580-65	5.80	1.64	7.65
	DW670-65	6.70	1.65	7.75
	DW770-65	7.70	1.66	7.75

注：1. DW 表示冷轧无取向硅钢。

2. 字母后的数字：横线前的数字是铁损值的 100 倍，横线后的数字是厚度的 100 倍。

热轧工艺是先将板坯在930~950℃（高硅钢）或850~880℃（低硅钢）加热后热轧，轧到一定厚度后进行叠轧，然后进行剥离，成为0.5 mm或0.35 mm厚的薄板，此后再进行平整和成品退火。低硅钢片在隧道式连续炉中成垛退火，在780℃保温3~4 h；高硅钢片在氢气罩式炉内成垛退火，在870~900℃保温4~8 h。

为了提高热轧硅钢片的磁感，降低损耗，应采取措施降低钢中C、N、O、S含量。在冶炼过程中控制较高的熔碳（质量分数0.25%~0.4%），使其在高温强烈沸腾，有利于去除夹杂物；采用钢水真空处理，以去除气体；提高氢气热处理的温度，延长退火时间，达到进一步净化，这样可使热轧高硅钢的矫顽力降低到16 A/m，损耗 $P_{1.0/50}$ 降低到0.9 W/kg以下，但其磁性值比冷轧硅钢片明显偏低。

冷轧无取向硅钢片具有上述五大优点，最适宜制造电机铁芯，我国生产的无取向冷轧硅钢片的硅含量 w（Si）为约3%，其生产工艺是：首先要在炼钢中通过精炼去除对磁性有害的碳、硫、氮、氧等。杂质O、N、S对无取向硅钢（w（Si）=3%）损耗的影响见图11.3-9。钢中的硫应愈少愈好，不超过0.01%，以避免形成分散的硫化锰而抑制晶粒长大。钢锭经开坯后热轧成1.5~3.0 mm的钢带，然后可用一次冷轧法或调质轧制法冷轧成最终厚度。

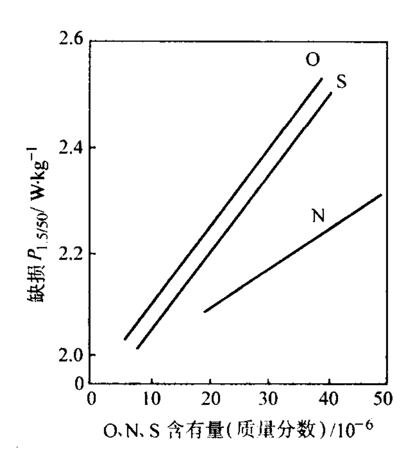


图11.3-9 杂质O、N、S对无取向硅钢（w（Si）3%）损耗的影响

一次冷轧法是将热轧带进行连续退火，先在约850℃的湿氢中进行脱碳退火，然后再在1 050℃进行高温退火。调质轧制法是先将热轧带冷轧后经过连续退火，再以5%~15%的压下率进行冷轧到最终厚度，然后再经高温连续退火。在含硅较低的合金中，也可以用在较低温度下长时间退火（例如在850℃在罩式炉中退火数小时），以免在退火时发生相变。虽然名为“无取向硅钢片”，但它是经过冷轧和退火工序的，所以实际上还存在弱的晶体织构。一般说来，调质轧制法制成的钢带其各向异性的程度要比一次冷轧的低一些。并且在调质轧制法中，由于第二次冷轧的压下率小，所以实际上钢带的外层和内层的变形量不同，因此退火后的织构也不同，这也有利于获得各向同性的性能。

在无取向冷轧硅钢片表面，常常涂覆一层绝缘涂层。最常见的是玻璃状的硅酸镁涂层。这种涂层不仅可以保证钢片或薄带表面具有良好的绝缘性能，而且因其线（膨）胀系数低于铁硅合金本身，在室温下可使涂层对合金施加一张应力的作用，对于具有正磁致伸缩系数的铁硅合金来说，张应力的作用有利于磁化，从而有利于降低损耗。

晶粒大小也影响无取向硅钢片的损耗（见图11.3-10），晶粒过大或过小、晶粒大小不均匀（外大内小）等都不利于降低损耗。

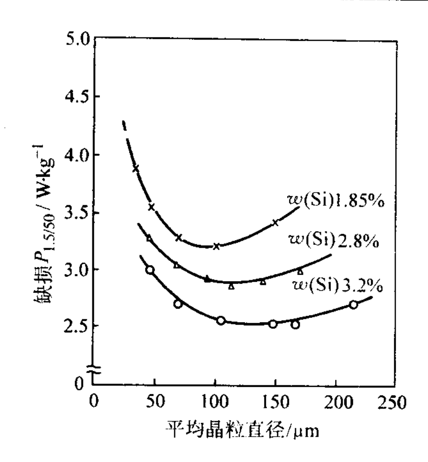


图11.3-10 晶粒大小对无取向硅钢损耗的影响

为了提高无取向硅钢的磁感值，除了降低硅含量，去除不纯物以外，近年来还利用冷轧、中间退火和最终退火的复杂配合，制成（100）面平行于轧面的无取向硅钢。（100）面平行于轧面，但各个晶粒的易磁化方向 <100> 仍呈紊乱分布，所以性能高而又各向同性。

现代高级无取向冷轧硅钢的性能见表11.3-10。为满足高频电机的需要，还生产了无取向冷轧薄硅钢，其性能见表11.3-11。

表11.3-10 高级无取向冷轧硅钢的性能

厚度/mm	$P_{1.5/50}$/W·kg^{-1}	B_{50}/T	国外牌号
0.50	2.26	1.66	50H230（新日铁） 50RM230（川崎）
0.35	2.00	1.66	35H210（新日铁） 35RM210（川崎）

表11.3-11 无取向冷轧薄硅钢的性能

厚度/mm	$P_{1.0/400}$/W·kg^{-1}	填充系数
0.20	12.5	96%
0.15	9.5	94%
0.10	8.5	93%

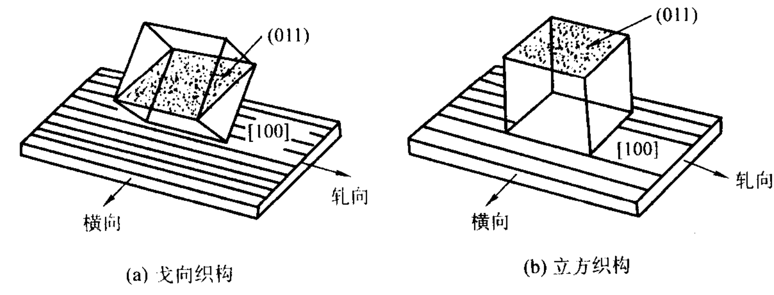
2.4 冷轧取向硅钢

冷轧取向硅钢有两种，一种是最常用的（100）<001> 单取向硅钢，又叫Goss（戈斯）织构或者立方棱织构硅钢，另一种是（100）<001> 双取向硅钢，又叫立方织构硅钢。前者各晶粒的易磁化轴 <100> 平行于轧向，后者各晶粒的 <100> 方向沿钢带的纵向和横向分布。其结晶结构见图11.3-11。立方织构硅钢制造工艺复杂严格，成本也高，至今各国都未形成工业化生产，下面主要介绍的取向硅钢是指单取向硅钢。

取向硅钢比无取向硅钢具有更高的磁感应强度。设计变压器或电机选用最大工作磁感强度，热轧硅钢为1T，冷轧无取向硅钢为1.5 T，取向硅钢则达1.7 T。

取向硅钢的损耗比无取向硅钢小得多，含3%硅的取向硅钢的损耗仅为含硅4%的热轧硅钢的一半。

取向硅钢的上述特点最适宜于制造变压器铁芯，因为制造变压器时一般都是将硅钢切成条片，再搭叠成方形铁芯，只要沿轧向剪裁，则可充分利用此方向上的优异性能。制造小型变压器时一般都直接冲成EI形状的冲片，叠成铁芯，也能基本保证沿轧向冲片和磁化。由于充分利用了取向硅钢



(a) 戈向织构 (b) 立方织构

图 11.3-11 晶粒取向硅钢中的晶粒取向关系

在轧向的优良性能，在制造各类变压器时，与用热轧硅钢相比，铁芯的重量和体积可减小 20% ~ 30%，其他材料，例如铜线，结构材料及变压器油等也可减小 10% ~ 20%，而且由于损耗小，使变压器效率大大提高。

取向硅钢可分为普通取向硅钢（简称 GO 钢）和高磁感取向硅钢（简称 HI-B 钢）两种。我国国家标准 GB 2521—88 所列出的取向硅钢牌号，其性能见表 11.3-12。

表 11.3-12 取向硅钢尺寸、牌号及磁性

（摘自 GB/T 2521—1988）

公称厚度 /mm	牌号	最大铁损 $P_{1.7/50}$ /W·kg^{-1}	最小磁感 B_{10} /T	理论密度 /g·cm^{-3}
0.27	DQ120-27	1.20	1.79	7.65
	DQ127-27	1.27	1.79	
	DQ143-27	1.43	1.79	
0.30	DQ113G-30	1.13	1.89	7.65
	DQ122G-30	1.22	1.89	
	DQ133G-30	1.33	1.89	
	DQ133-30	1.33	1.79	
	DQ147-30	1.47	1.77	
	DQ162-30	1.62	1.74	
	DQ179-30	1.79	1.71	
0.35	DQ117G-35	1.17	1.89	7.65
	DQ126G-35	1.26	1.89	
	DQ137G-35	1.37	1.89	
	DQ137-35	1.37	1.79	
	DQ151-35	1.51	1.77	
	DQ166-35	1.66	1.74	
	DQ183-35	1.83	1.71	

注：1. DQ 为 GO 钢，G 为 HI-B 钢。
2. 字母后数字：横线前的数字为铁损值的 100 倍，横线后的数字为厚度值的 100 倍。
3. B_{10}为 H = 1kA/m 时的磁感峰值。

GO 钢的典型生产工艺是：冶炼→铸锭→开坯→热轧板坯（约 2.2 mm 厚）→黑退火（脱碳）（700 ~ 800℃）→酸洗→一次冷轧（压下率 65% 达 0.7 mm）→中间退火（800 ~ 900℃）→二次冷轧（压下率 50% ~ 60%，达 0.35 mm 厚成品）→脱碳退火（湿 H_2、800℃）→高温退火（1 150 ~ 1 200℃）→涂层→拉伸回火→成品。在这个生产过程中 (110) [001] 织构的形成如下。

在硅钢片中，(110) [001] 织构是通过二次再结晶完成的。经黑退火的热轧钢坯在第一次冷轧后，冷轧织构为 (100) [011]、(112) [110] 和 (111) [112]。将其退火时，其中 (111) [112] 取向的晶粒在稍高于 650℃时可转变为 (110) [001] 的再结晶织构，但是只有在 900℃以上这种晶粒才具有比其他取向晶粒更强的生长能力。因此在第一次冷轧并中间退火后，已经有了 (110) [001] 取向的晶粒形成，它们是以后二次再结晶的核心，但它们只占很少一部分。如果再进行第二次冷轧，使 (111) [112] 晶粒显著增加，在再结晶后就会产生更多的 (110) [001] 晶核。这样在最终高温退火时，如果设法只让这些晶粒长大（即择优长大），那么就可形成完善的 (110) [001] 织构。经研究发现，在硅钢晶界若存在某些夹杂物就可以起到这种作用，这类夹杂物称为有利夹杂。

通常夹杂对磁性的影响总是不利的，因此有利夹杂必须满足以下条件。

1) 为了阻止初次再结晶后其他取向晶粒的长大，以保留使 (110) [001] 晶粒不被其他取向晶粒吞并，约在 850℃以下温度（550 ~ 850℃发生初次再结晶），有利夹杂应是稳定的且高度弥散分布，在晶界上以固定晶界，阻止晶界的推移、抑制或推迟初次再结晶后晶粒的长大。

2) 在 900℃ ~ 1 250℃发生二次再结晶时，这些夹杂应分解，以引起 (110) [001] 取向的初次晶粒的择优长大并吞并其他取向晶粒。组成夹杂的元素应能固溶到基体中，且对磁性有利，或者可被还原性退火气氛（例如 H_2）在高温下还原去除。总之，这时的弥散夹杂物应显著地减少。

国内外 GO 钢大生产中通常都用 MnS 作为有利夹杂，它呈球状，适宜的大小为 2 nm 左右。GO 钢晶粒 [001] 方向与轧向的平均偏离角约为 7°（小于 10°的晶粒达 75%），偏离角越大，B_{800}（H = 800 A/m 或 10 Oe）就越小（见图 11.3-12）。GO 钢的 B_{800} 约为 1.82T，晶粒直径为 3 ~ 5 mm。

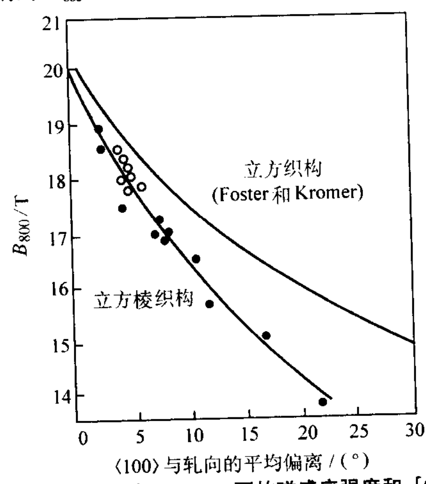


图 11.3-12 取向硅钢在 800 A/m 下的磁感应强度和 [001] 方向与轧向平均偏离角的关系

HI-B 钢采用一次大压下量冷轧法，而且用细小的 AlN 和 MnS 作为有利夹杂，其 [001] 方向与轧向的平均偏离角小于 3°（晶粒的最大偏离 < 10°），其 B_{10} 达 1.92 T。晶粒直径约为 10 ~ 20 mm。

晶粒 [001] 方向与轧向的偏离角也影响损耗，偏离角越小，损耗越低，但最佳值在 2°处（见图 11.3-13）。研究表明，当偏离角增加时，产生的辅助畴也增加，这使损耗增加，但偏离角增加也使畴间距减小，这又使损耗下降，二者

综合，在2°处最佳。

因此，HI-B钢的损耗也比GO钢低，图11.3-13还表明对λ_s为正的3Si-Fe而言，增加张应力可以进一步降低损耗，HI-B钢的另一特点就是利用低线胀系数的应力涂层，对基体产生约8 MPa（0.8 kg/mm²）的各向同性的张应力，从而进一步改善损耗（见图11.3-14）。

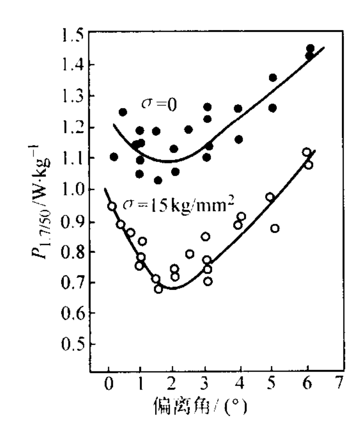


图11.3-13 偏离角和张应力（σ）对0.2 mm厚单取向硅钢（w（Si）3%）损耗的影响

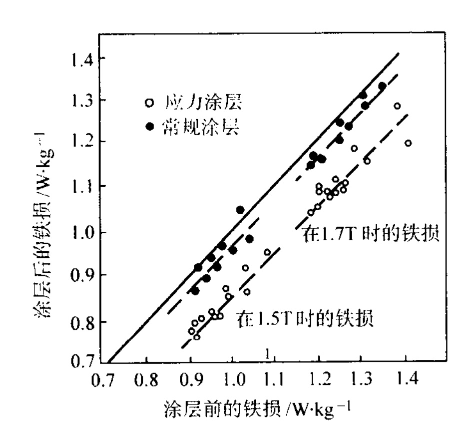


图11.3-14 表面涂层对0.3 mm厚HI-B钢损耗的影响

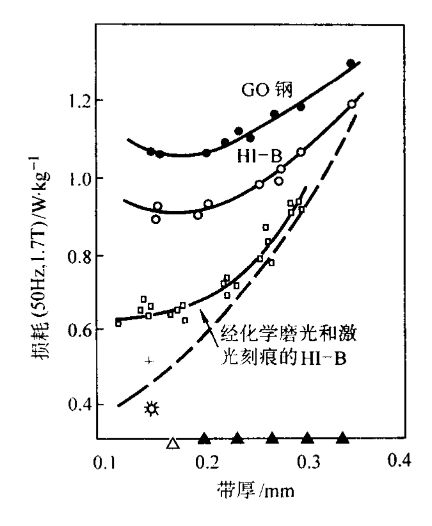


图11.3-15 带厚对3种单取向硅钢损耗的影响

+ ※为高取向、表面经化学磨光和激光刻痕的实验室水平

▲ 国外大生产的公称厚度变化：0.35，0.30，0.27，0.23，0.20 mm

△ 试制品公称厚度：0.18 mm；虚线为理论估算值

为了使HI-B硅钢的损耗进一步下降，现又采用激光刻痕细化磁畴，适当提高硅含量及薄规格化等措施。图11.3-15表示3种单取向硅钢的损耗与带厚的关系。图中虚线为设反常损耗因子$\eta=2$、磁滞损耗$P_H=0.3$ W/kg时的理论估计值。最新的实验表明，经化学磨光并经激光刻痕的0.15 mm厚高取向硅钢的$P_{17/50}$已达0.4 W/kg，$P_{14/50}$约为0.26 W/kg（已接近铁基非晶合金的水平）。图11.3-16及表11.3-13表示大生产的取向硅钢损耗的组成、改进和努力目标。

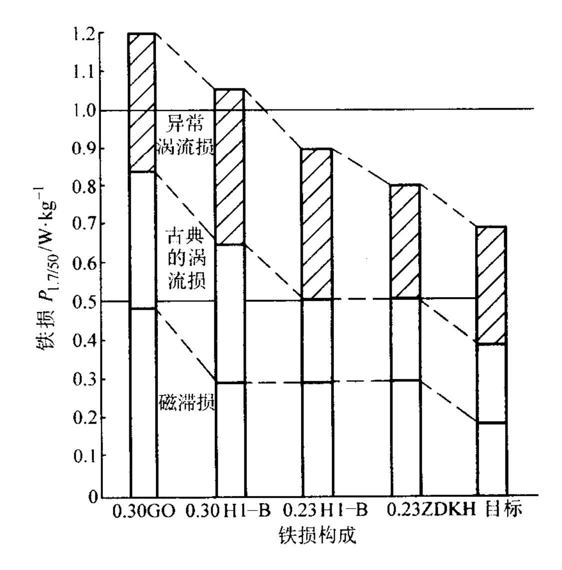


图11.3-16 取向硅钢损耗的组成及改进

表11.3-13 铁损$P_{1.7/50}$组成 W·kg⁻¹

材 料	GO	HI-B	HI-B	ZDKH激光刻痕的HI-B
带厚/mm	0.30	0.30	0.23	0.23
磁滞损耗	0.48(40%)	0.29(28%)	0.29(32%)	0.29(36%)
经典涡流损耗	0.36(30%)	0.36(30%)	0.21(23%)	0.21(26%)
反常涡流损耗	0.36(30%)	0.40(38%)	0.40(45%)	0.30(38%)
合 计	1.2(100%)	1.05(100%)	0.90(100%)	0.80(100%)

2.5 取向薄硅钢

取向薄硅钢的厚度为0.02～0.20 mm，硅含量w（Si）约为3%，适于工作在400 Hz频率以上的中、高频变压器、脉冲变压器、大功率磁放大器、扼流线圈、储存和记忆元件等，是通讯、雷达、飞机、导弹等小型化电器设备的主要电工材料。

工作频率越高，涡流损耗越大，故应选用更薄的钢带。对硅钢而言，工作频率与钢带厚度的选择见表11.3-14。

表11.3-14 工作频率与选用的钢带厚度

工作频率/Hz	50或60	400	400～1 000	400～2 000	1 000～10 000	3 000～10 000以上
钢带厚度/mm	0.20～0.65	0.2	0.15	0.08或0.1	0.05	0.02～0.03

已有的实验表明，将取向为（110）［001］的 3%Si（质量分数）-Fe 单晶体经中等压下量（60%～70%）冷轧后其取向转变成{111}<112>为主的冷轧织构，初次再结晶退火后又转变为原来的（110）［001］位向的再结晶织构，这两种位向的关系是晶体绕<110>轴转动约 35°。这一实验规律可作为取向硅钢薄带制造工艺的基本原理。所以冷轧取向薄硅钢通常选用 0.24～0.35 mm 厚度牌号取向硅钢产品作为原材料，再经过冷轧和最终退火后获得。表 11.3-15 列出了我国国家标准 GB 11255—89 取向薄硅钢的牌号、规格和性能。

最近的研究表明：用真空预退火，去除薄硅钢中杂质（特别是铜含量要小于 20×10^{-6}），再在 1 000℃以上高温退火，使之发生 3 次结晶，可以获得更高的磁感（$H=800$ A/m 下的 B_{800} 可大于 1.90 T）和更低矫顽力（H_c）。在这种薄硅钢中［001］轴与轧向的平均偏离角仅为 1°～2°。图 11.3-17 示出其磁性。表 11.3-16 列出 HI-B 钢、铁基非晶合金和 3 次再结晶极薄硅钢带的磁性对比，可见，3 次再结晶极薄取向硅钢带的磁特性已赶上铁基非晶合金。

表 11.3-15　晶粒取向硅钢薄带牌号、规格及磁性（摘自 YB/T 5224—1993）

牌号	厚度/mm	铁损/W·kg⁻¹ ≤				磁感应强度/T ≥		矫顽力/A·m⁻¹ ≤
		$P_{1.0/400}$	$P_{1.5/400}$	$P_{1.0/1000}$	$P_{0.5/3000}$	B_{50}	B_{1000}	H_c
DG3	0.025	—	—	—	35	—	1.60	50
DG3	0.03	—	—	—	35	—	1.65	45
DG4	0.03				30		1.70	40
DG1	0.05	—	21.0	—	—	0.60	1.55	36
DG2			19.0	—		0.80	1.60	34
DG3			17.0	24.0		0.85	1.66	32
DG4			16.0	22.0		0.90	1.70	32
DG5			15.0	20.0		1.05	1.75	32
DG6			14.0	19.0		0.10	1.75	32
DG1	0.08 0.10	—	22.0	—	—	0.60	1.55	36
DG2			19.0			0.80	1.66	32
DG3			17.0			0.90	1.66	28
DG4			16.0			1.00	1.70	26
DG5			15.0			1.05	1.75	26
DG6			14.5			1.20	1.80	26
DG3	0.15	—	19.0	—	—	0.90	1.65	26
DG4			18.0			1.00	1.75	26
DG5			17.0			1.10	1.75	26
DG6			16.5			1.13	1.75	26
DG1	0.20	12.0	—	—	—	—	1.55	—
DG2		11.0					1.60	
DG3		10.0					1.66	
DG4		9.0					1.70	
DG5		8.2					1.74	

注：1. 铁损 $P_{1.0/400}$、$P_{1.5/400}$、$P_{1.0/1000}$、$P_{0.5/3000}$ 分别表示在频率为 400 Hz、磁感应强度值 1.0 T 时，400 Hz、1.5 T 时，1 000 Hz、1.0 T 时和 3 000 Hz、0.5 T 时的比铁损值。

2. 磁感应强度 B_{50}、B_{1000} 分别表示磁场为 50 A/m 和 1 000 A/m 时的磁感应强度值。

3. 0.02 mm 厚度的 DG1～DG5 试样要求沿轧向剪切，尺寸为 30 mm×300 mm，消除应力退火后测试。

表 11.3-16　几种高性能软磁材料的特性

性能＼材料	HI-B 钢（日本牌号 Z6H）	铁基非晶合金（经磁场退火）	三次再结晶薄硅钢（化学刻痕、加应力）	
带厚/mm	0.3	0.02～0.04	0.081	0.032
B_s/T	2.03	1.5～1.6	2.03	2.03
$P_{1.3/50}$/W·kg⁻¹	0.6	0.15～0.30	0.19	0.13
$P_{1.7/50}$/W·kg⁻¹	1.02		0.37	0.21

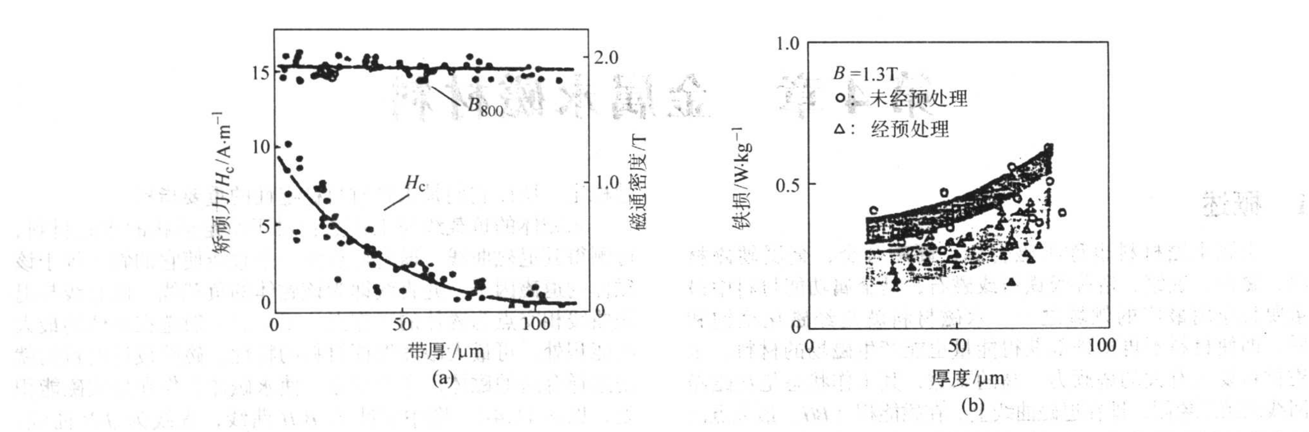


图 11.3-17 三次再结晶极薄取向硅钢带的性能

编写：陈国钧（首钢冶金研究院）
李　军（钢铁研究总院）
王新林（钢铁研究总院）

第 4 章　金属永磁材料

1　概述

金属永磁材料也称永磁合金，硬磁合金，金属硬磁材料，磁铁，磁钢，俗称吸铁石或磁石，是金属功能材料中最重要且应用最广的领域之一。永磁材料就是经磁化至饱和后，即使材料不再从外部获得能量也能产生磁场的材料。永磁材料要求有大的矫顽力、高的剩磁，其工作状态是在磁滞回线的第二象限，即在退磁曲线上。在磁能积（BH）最大点的状态下使用效果最好。永磁材料的最大磁能积越大越好。

我国在磁性材料的研究和应用上具有悠久的历史，在我国战国时代（公元前 475 年至公元前 221 年）已有用天然磁铁磨成的指南针，称为“司南”。最早记载约在公元前三世纪。指南针是中国古代四大发明之一，它的出现标志着人类文明的一大进步，对后来的航海事业有着重大的作用。

1.1　永磁材料的基本物理参量

铁磁性材料的特点之一是具有磁滞回线特性。当这种材料在外场中被磁化至饱和，经历一个磁化至极大→退至零→磁化至反向极大→退至零→再至正向极大的一个周期磁化过程时，材料的磁感与外场的关系为一回线，称之为饱和磁滞回线。如图 11.4-1 所示，图中的 B_r 称之为剩余磁感应强度，H_c 为矫顽力。在退磁曲线上任意点处的 B 和 H 的乘积值称为磁能积（BH），当此值为最大时称为最大磁能积 $(BH)_m$，这是度量某一永磁材料好坏的一个重要指标，它标志着在单位体积内永磁材料可向外界提供磁场能量的多少。当我们要求在某一特定空间产生一定的磁场时，磁能积大的永磁材料用量少，磁能积小的材料用量大。从图 11.4-1 可知，$(BH)_m$ 值的不断升高，标志着材料的不断进步。

居里温度也称为居里点。磁性材料的磁化强度随温度升高而下降，磁化强度下降至零时的温度称之为居里温度。永磁材料的居里温度高则该材料的温度特性好，可工作的环境温度也高。一般要求永磁材料的居里点在 200℃以上。

退磁曲线的隆起度：是永磁材料退磁曲线凸起的量度，在 B_r、H_c 相同的情况下隆起度高则最大磁能积高。隆起度系数由下式表示：

$$\eta = (BH)_m / B_r H_c \tag{11.4-1}$$

温度系数：分为磁感温度系数和矫顽力温度系数。磁感温度系数又分为可逆温度系数和不可逆温度系数（不可逆损失）。可由公式表示：

$$(\alpha_B)_{\text{可逆}} = \frac{B_T - B'_{R0}}{B'_{R0}\Delta T}100\% \tag{11.4-2}$$

$$(\alpha_B)_{\text{不可逆}} = \frac{B'_{R0} - B_{R0}}{B_{R0}(\Delta T)}100\% \tag{11.4-3}$$

式中，B_{R0} 为室温下磁感应值；B'_{R0} 为升温后回到室温下的磁感应值；B_T 为某一升温温度下的磁感应值；ΔT 为所升高的温度与室温之差。

矫顽力的温度系数由下式计算：

$$\alpha_{Hc} = \frac{(H_c)_T - (H_c)_{R0}}{(H_c)_{R0}\Delta T} \times 100\% \tag{11.4-4}$$

式中，$(H_c)_{R0}$ 为室温时的矫顽力；$(H_c)_T$ 为某一升温温度下的矫顽力；ΔT 为所升高的温度与室温之差。

要求永磁材料的磁感温度系数和矫顽力温度系数越小越好。因为它们越小，磁性受环境温度变化的影响越小，磁性越稳定。所以它们是永磁材料稳定性的重要指标。

永磁体的负载线与工作点：对于给定形状的永磁材料，可测得其退磁曲线。通过原点作一条直线使它的斜率等于该磁体的退磁因子。此直线即为该磁体的负载线。此直线与退磁曲线相交点为磁体的工作点。工作点一般选在磁体的最大磁能积处，可最大限度发挥材料的特性。磁路设计的目的就是选择合适的磁体尺寸及回路，使永磁体工作在最大磁能积处，见图 11.4-1。图中实线为 B-H 曲线，虚线为 J-H 曲线。B-H 曲线上的实心点（·）和空心点（◦）分别代表两种材料的最佳工作点，对应于最大磁能积处。工作点与原点之间的斜线为负载线。$_BH_c$ 为磁感矫顽力，$_JH_c$ 为内禀矫顽力。

回复线与回复导磁率：处于退磁曲线某点（例如 F 点）的磁体在一正外场 ΔH 作用下，其磁化将沿曲线 a 变化，如图 11.4-2 所示。当外磁场减小到零时，其磁化将沿另一曲线 b 回复至初始点 F。上述的小回线（$F \to a \to F' \to b \to F$）称之为回复线。对永磁材料说此回线包围的面积很小，可将其近似地视为直线，它的斜率称为回复导磁率 μ_{rec}。

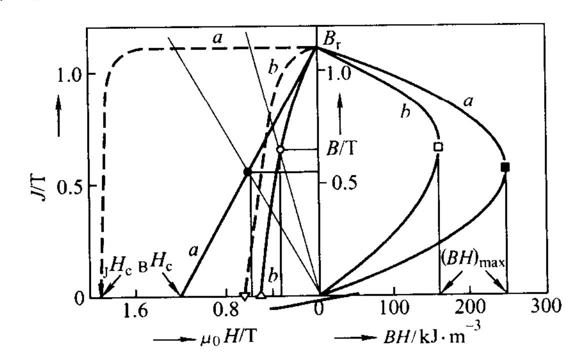


图 11.4-1　两种不同磁姓的永磁材料退磁曲线和最大磁能积曲线

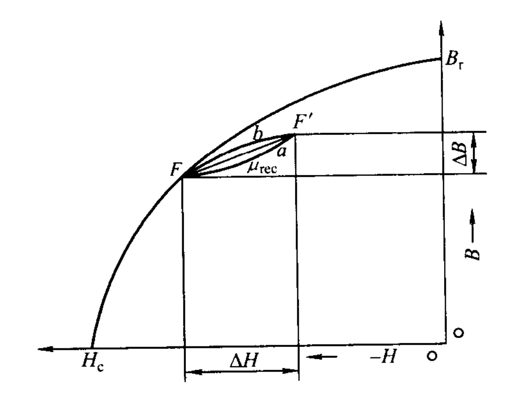


图 11.4-2　永磁材料的回复线和回复导磁率（$\mu_{rec} = \frac{\Delta B}{\Delta H}$）

1.2　永磁材料的分类

永磁材料的种类繁多，本文按习惯分类法将永磁材料分为以下四大类。

1）铝镍钴系永磁材料。

2）铁氧体永磁材料（本文主要论述金属永磁材料，对氧化物类永磁材料不作论述）。

3）稀土永磁材料（R-Co，Nd-Fe-B 等）。

4）可加工永磁材料（Fe-Cr-Co，Mn-Al-C，及半硬磁材

料等)。

此外，还涌现了一些新型永磁材料，这些永磁材料主要是各类稀土金属间化合物，例如低 Nd 的 Nd-Fe-B 材料，也称之为双相纳米晶材料，以及 $Sm_2Fe_{17}N_x$ 材料、Nd (Fe-M)$_{12}$ N_x 材料等。

磁性材料中矫顽力小于 10 A/cm 的合金称之为软磁材料。矫顽力在 10 ~ 100 A/cm 的称为半硬磁合金，大于 100 A/cm 为硬磁合金（永磁合金)。

2　铝镍钴永磁材料

铝镍钴永磁按照制备工艺分为铸造铝镍钴和粉末烧结铝镍钴两种，我国已颁布了 AlNiCo 系永磁材料的国家标准。其中 LN9 和 LN10 为 Al-Ni 系，LNG12 ~ LNG52 为 Al-Ni-Co 系，LNGT28 ~ LNGT72 为 Al-Ni-Co-Ti 系，LNGT36J 为高矫顽力 Al-Ni-Co-Ti 系。FLN8 ~ FLNGT33J 为粉末磁钢，包括 Al-Ni 系，Al-Ni-Co 系，Al-Ni-Co-Ti 系等。国标见表 11.4-1 和表 11.4-2。

为便于比较，表 11.4-3 给出了美国铝镍钴系产品牌号和性能。

铸造 AlNiCo 磁钢的工艺如图 11.4-3 所示。

铝镍钴系合金在 1 200℃以上为体心立方 α 相的均匀固溶体。在 900℃以下经 $\alpha \rightarrow \alpha_1 + \alpha_2$ 分解为两个体心立方相，此分解称之为拐点分解或不稳态分解。α_1 是富铁和钴的铁磁性相，α_2 为富镍铝的弱磁性相。定向结晶铸造是使磁体在磁极方向上先生长成柱状晶，经磁场热处理后，使 α_1 相沿磁场方向排列并呈针状析出。其长度约为 10 ~ 100 nm，短轴约为 1 ~ 10 nm。其尺寸与单畴粒子相当。由这种铁磁性相的细长粒子的形状各向异性获得高的矫顽力。

通常采用的热处理方法如下。

固溶处理：各向同性合金加热到 1 100℃，各向异性磁体加热到 1 250℃，保温 20 ~ 30 min，使 α 相充分生成。

冷却：从固溶温度至 950℃间，将磁体淬火急冷，防止 γ 相析出。因为如果出现 γ 相则磁性能降低。

磁场热处理：在 900 ~ 700℃之间以 0.1 ~ 2℃/s 的速度冷却磁体。对于各向异性磁体，应在 120 kA/m（1 500 Oe）以上的磁场中进行冷却。对于高钴的磁体应在 800 ~ 820℃进行磁场等温热处理。通过磁场处理使合金中的 α_1 相沿磁场方向形核长大，最终得到优异的形状各向异性。

表 11.4-1　铝镍钴系永磁合金的化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 4753—1984）　%

合金牌号	Al	Ni	Co	Cu	Ti	Nb	Si	S	Fe
LN9	13.0	24.0	—	3.0	—	—	—	—	余量
LN10	13.0	26.0	—	3.0	—	—	—	—	余量
LNG12	10.0	21.0	12.0	6.0	—	—	—	—	余量
LNG16	9.5	20.0	15.0	4.0	0.5	—	—	—	余量
LNG34	7.8	14.7	19.0	2.4	0.3	—	0.8	0.2	余量
LNG37	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
LNG40	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
LNG44	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
LNG52	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
LNGT28	8.0	15.0	24.0	4.0	1.2	—	—	—	余量
LNGT32	6.8	14.5	34.0	4.0	5.0	—	—	—	余量
LNGT38	6.8	14.5	34.0	4.0	5.0	—	—	—	余量
LNGT60	6.8	14.5	34.0	3.2	5.0	—	—	0.2	余量
LNGT72	6.8	14.5	34.0	3.2	5.0	1.0	—	0.2	余量
LNGT36J	7.5	14.0	38.0	3.5	8.0	—	—	—	余量
FLN8	13.0	26.0	—	3.0	—	—	—	—	余量
FLNG12	10.0	18.0	12.5	6.0	—	—	—	—	余量
FLNG28	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
FLNG34	8.0	14.0	24.0	3.0	—	—	—	—	余量
FLNGT31	7.0	15.0	34.0	4.0	5.0	—	—	—	余量
FLNGT33J	7.2	13.7	38.0	3.0	7.5	—	—	—	余量

牌号字母的意义：

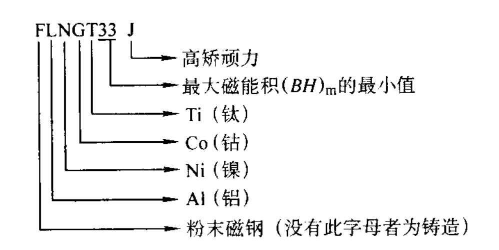




表 11.4-2　铝镍钴系永磁合金的磁性能（摘自 GB 4753—1984）

合金牌号	最大磁能积 $(BH)_m$ /kJ·m^{-3}	剩磁 B_r/mT	矫顽力 ${}_BH_c$/kA·m^{-1}	矫顽力 ${}_JH_c$/kA·m^{-1}	相对回复磁导率 μ_{rec}	备注	备注
	最小值				典型值		
LN9	9.0	680	30	32	6.0~7.0	等轴晶	各向同性
LN10	9.6	600	40	43	4.5~5.5		
LNG12	12.0	700	40	43	6.0~7.0		
LNG16	16.0	780	52	54	5.0~6.0		各向异性
LNG34	34.0	1 200	44	45	4.0~5.0		
LNG37	37.0	1 200	48	49	3.0~4.5		
LNG40	40.0	1 250	48	49	2.5~4.0	半柱晶	
LNG44	44.0	1 250	52	53	2.5~4.0		
LNG52	52.0	1 300	56	57	1.5~3.0	柱晶	
LNGT28	28.0	1 000	58	59	3.5~5.5	等轴晶	
LNGT32	32.0	800	100	102	2.0~3.0		
LNGT38	38.0	800	110	112	1.5~2.5		
LNGT60	60.0	900	110	112	1.5~2.5	柱晶	各向异性
LNGT72	72.0	1 050	112	114	1.5~2.5		
LNGT36J	36.0	700	140	148	1.5~2.5	等轴晶	
FLN8	8.0	520	40	43	4.5~5.5	各向同性	
FLNG12	12.0	700	40	43	6.0~7.0		
FLNG28	28.0	1 050	46	47	4.0~5.0	各向异性	
FLNG34	34.0	1 120	47	48	3.0~4.5		
FLNGT31	31.0	760	107	111	2.0~4.0		
FLNGT33J	33.0	650	136	150	1.5~3.5		

表 11.4-3　美国铝镍钴永磁合金的牌号、化学成分和磁性能

合金牌号	化学成分（质量分数），余 Fe					磁性能（标称值）			
	Al	Ni	Co	Cu	Ti	最大磁能积 $(BH)_m$ /kJ·m^{-3}	剩磁 B_r/mT	矫顽力 ${}_BH_c$ /kA·m^{-1}	内禀矫顽力 ${}_JH_c$ /kA·m^{-1}
各向同性铸造合金									
Alnico1	12	21	5	3	—	11.2	720	38	38
Alnico2	10	19	13	3	—	13.6	750	45	46
Alnico3	12	25	—	3	—	10.8	700	38	40
Alnico4	12	28	5	—	—	9.6	520	56	56
各向异性铸造合金									
Alnico5	8	14	24	3	—	44.0	1 280	51	51
Alnico5DG①	8	14	24	3	—	52.0	1 330	54	54
Alnico5-7	8	14	24	3	—	60.0	1 350	59	59
Alnico6	8	16	24	3	1	31.2	820	62	64
Alnico8	7	15	35	4	5	42.4	720	132	149
Alnico8HC②	8	14	38	3	8	40.0	1 060	152	174
Alnico9	7	15	35	4	5	72.0		120	120
各向同性粉末烧结合金									
Alnico2	10	19	13	3	—	12.0	710	44	46
各向异性粉末烧结合金									
Alnico5	8	14	24	3	—	31.2	1 090	50	50
Alnico6	8	15	24	3	1	23.2	940	63	66
Alnico8	7	15	35	4	5	32.0	740	120	135
Alnico8HC	7	14	38	3	8	36.0	670	144	162

① DG 为定向结晶。
② HC 为高矫顽力。



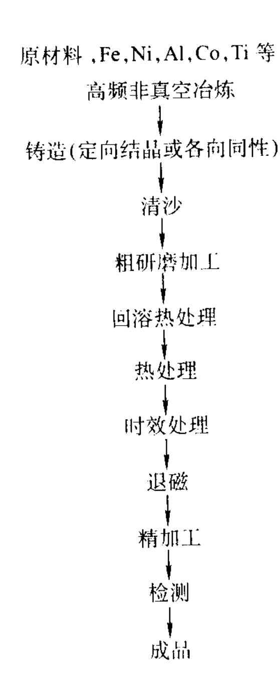


图 11.4-3 铸造铝镍钴永磁制备工艺

时效处理：在 600 ~ 580℃间处理几小时至 10 多小时，其作用是使 α_1 相长大到合适尺度。

AlNiCo 系铸造永磁合金又可分为各向同性合金和各向异性合金两种，前者有 AlNiCo1 ~ 4，其含钴量 w（Co）为 0 ~ 20%，后者有 AlNiCo5 ~ 9，其含钴量 w（Co）= 22% ~ 40%，含钛 w（Ti）= 5% ~ 8.5%。各向同性 1 ~ 4 合金的成分大约是 Fe_2NiAl，合金从 1 100℃体心立方单相淬火，再于 650℃回火 4 h，可得到磁性 $_BH_c$ = 41 kA/m，$(BH)_m$ = 11 kJ/m³。添加 3% Cu 后，$(BH)_m$ 可提高至 12 kJ/m³。添加 1% Ti 后获得最佳磁性 $(BH)_m$ = 17 kJ/m³。添加钛合金后虽然为等轴晶，可是具有各向异性，所以磁性提高较大。钴增加至 24% 可有效地提高 Fe-Ni-Al-Cu 合金的磁性。含钴的各向同性合金及不含钴的合金退磁曲线如图 11.4-4 所示。

提高此类合金磁性的一个重要手段是调整合金成分（例如含钴是在质量分数为 24% 左右）的同时，采用磁场中控速

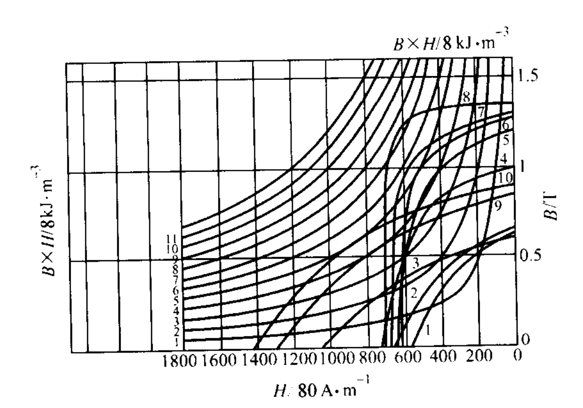


图 11.4-4 典型铝镍钴合金的退磁曲线

曲线序号 1 ~ 10 代表 Alnico1 ~ Alnico10

冷却的热处理方法形成各向异性。这就是各向异性 AlNiCo 系合金，称为 AlNiCo5 合金。

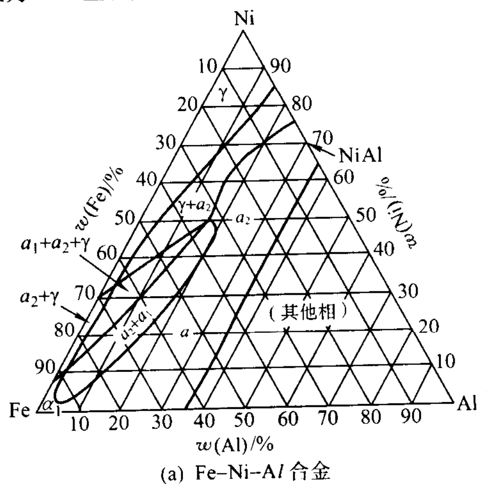
在晶粒取向 AlNiCo5 合金的基础上，进一步提高矫顽力，导致各向异性 AlNiCo8 系合金的产生。此类合金含有质量分数为 32% ~ 36% Co 和 4% ~ 6% Ti。其磁性可达 H_c = 90 ~ 120 kA/m，$(BH)_m$ = 40 ~ 50 kJ/m³。不足之处是高矫顽力的获得是以降低剩磁为代价的（$B_r \approx 0.8$ T）。

当合金由质量分数为 38% Co，8.5% Ti，得到定向结晶 AlNiCo9 合金。高钛合金可获得高矫顽力，但含钛较多时晶粒尺寸减小，晶粒取向即定向结晶变得困难。可通过添加少量的硒、碲和硫等元素来增大晶粒尺寸，从而提高磁性。AlNiCo9 合金的典型磁性为 60 ~ 75 kJ/m³。

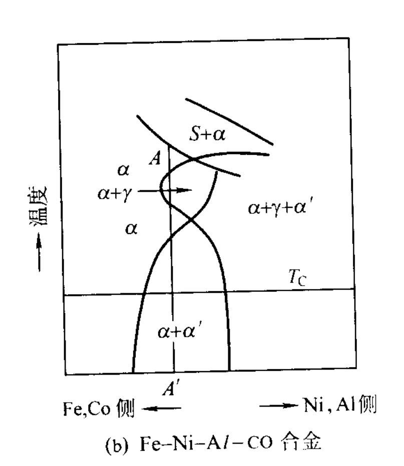
AlNiCo 系单晶体磁性是 $(BH)_m$ = 107 kJ/m³，$_BH_c$ = 122 kA/m。

烧结铝镍钴系永磁合金是将合金粉末经混合、模压成形，真空或氢气烧结及适当的热处理而成。这种方法适合于生产小型或形状复杂的永磁体。磁体晶粒细小均匀、力学性能好、表面光洁、尺寸精确、不需要后续加工。其成分与铸造铝镍钴相同。也分为各向同性合金和磁场取向各向异性合金两种，详见表 11.4-1 和表 11.4-2。

实用铝镍钴永磁合金的退磁曲线如图 11.4-4 所示。图 11.4-5 给出 Fe-Ni-Al 和 Fe-Ni-Al-Co 合金相图。



(a) Fe-Ni-Al 合金



(b) Fe-Ni-Al-CO 合金

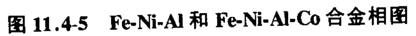


图 11.4-5 Fe-Ni-Al 和 Fe-Ni-Al-Co 合金相图

3 可加工永磁材料

从一般的加工含义上讲，是指可用传统冶金及机加工工艺对材料进行加工，使之成为所需的形状。冶金工艺是指锻、轧、拉、拔等方法。可加工永磁区别于其他脆性永磁材料，可用传统冶金及机加工工艺进行加工，因此称之为可加工永磁材料。

可加工永磁材料包括：



Fe-Cr-Co 永磁材料；

Mn-Al-C 永磁材料；

半硬磁材料（包括马氏体钢，Fe-Co-V 系，Fe-Mn 系，Fe-Ni 系，Fe-Ni-Al 系，Fe-Co-Mo 系等）；

Pt-Co 系永磁材料。

3.1 铁铬钴永磁材料

铁铬钴永磁材料可进行冷热塑性变形加工，制成各种不同形状，例如片、棒、丝、管等，可用通用机加工方法进行加工，为区别只能进行磨加工的铸造铝镍钴永磁，称铁铬钴为可加工永磁材料。1971 年首先开发出高钴的 Fe-Cr-Co 合金，经研究使合金成分向低钴方向移动。目前比较典型的成分（质量分数）为（8～15）% Co-（21～28）% Cr-余铁。其磁性相当于 AlNiCo5 的水平。

铁铬钴永磁合金与铝镍钴合金一样属于不稳态分解型机制。含钴（质量分数）为 15% 的 Fe-Cr-Co 合金在 1 300℃以上为 α 单相区，在 1300～700℃为（α + γ）相区，在 700℃以下为（$\alpha_1 + \alpha_2$）两相区。α_1 相为富铁钴的强磁性相，α_2 相为富铬的非磁性相。当合金从单相区经热处理淬火至室温，在 620～660℃之间进行磁场热处理时，α 相通过不稳态分解生成细长的 α_1 相均匀分布在 α_2 基体中。磁场处理的作用是使 α_1 相形成在 <100> 方向上的细长状粒子，其直径约为 20～30 mm。通过 α_1 强磁性相近于单畴的尺寸效应，得到形状各向异性而获得高矫顽力。回火处理是进一步完善 α_1 和 α_2 分解及扩大两相之间的成分差。

图 11.4-6 给出 Fe-Cr-Co 系三元相图于（质量分数）15% Co 时的截面图。表 11.4-4 给出 Fe-Cr-Co 合金国家标准牌号和成分及磁性能，表 11.4-5 给出 Fe-Cr-Co 合金推荐的热处理制度。表 11.4-6 给出美国低 Co 的 Fe-Cr-Co 合金的成分及磁性能。

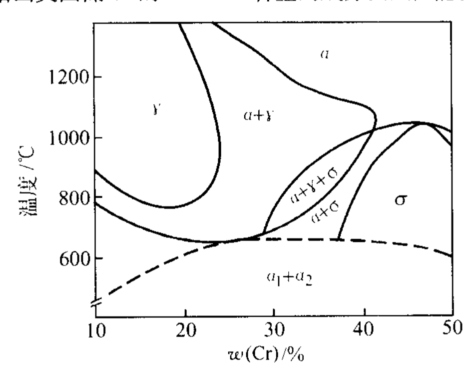


图 11.4-6 Fe-Cr-Co 合金三元相图于 15% Co 时的截面图

表 11.4-4 我国 FeCrCo 永磁合金的牌号、成分和性能（摘自 YB/T 5261—1993）

牌号	化学成分（质量分数）/%，余 Fe									磁性能〔各向异性磁体〕		
	C	Mn	S	P	Cr	Co	Si	Mo	Ti	B_r/T	H_c /kA·m^{-1}	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}
	≤											
2J83	0.03	0.20	0.020	0.020	26.0～27.5	19.5～21.0	0.80～1.10	—	—	1.05	48	24～32
2J84	0.03	0.20	0.020	0.020	25.5～27.0	14.5～16.0	—	3.00～3.50	0.50～0.80	1.20	52	32～40
2J85	0.03	0.20	0.020	0.020	23.5～25.0	11.5～13.0	0.80～1.10	—	—	1.30	44	40～48

表 11.4-5 我国 FeCrCo 永磁合金推荐热处理制度

牌号	推荐热处理制度
2J83	1）固溶处理：1 300℃保温 15～25 min，冰水淬 2）磁场处理：磁场强度 > 200 kA/m，温度 640～650℃，保温 30～60 min 3）回火处理：（610℃ × 0.5 h）+（600℃ × 1 h）+（580℃ × 2 h）+（560℃ × 3 h）+（540℃ × 4 h），进行阶梯回火
2J84	1）固溶处理：1 200℃，保温 20～30 min，冷水淬 2）磁场热处理：磁场强度 > 200 kA/m，温度 640～650℃，保温 40～80 min，磁场中随炉缓冷到 500℃ 3）回火热处理：（610℃ × 0.5 h）+（600℃ × 1 h）+（580℃ × 2 h）+（560℃ × 3 h）+（540℃ × 4 h），阶梯回火
2J85	1）固溶处理：1 200℃，保温 20～30 min，冷水淬 2）磁场热处理：磁场强度 > 200 kA/m，温度 640～650℃，保温 1～2 h 3）回火热处理：（620℃ × 1 h）（610℃ × 1 h）+（590℃ × 2 h）+（570℃ × 3 h）+（560℃ × 4 h）+（540℃ × 6 h），阶梯回火

表 11.4-6 美国低钴的 Fe-Cr-Co

合金成分（质量分数），余 Fe	剩磁 B_r /T	矫顽力 H_c /kA·m^{-1}	最大磁能积 $(BH)_m$/kJ·m^{-3}
各向同性磁体			
Co10.5-Cr28	0.95	32	14.4
Co7-Cr28	0.97	26.4	11.2
形变时效各向异性磁体			
Co23-Cr33-Cu2	1.30	86.4	78.4
Co16-Cr33-Cu2	1.29	70.4	64.8
Co11.5-Cr33-Cu2	1.15	60.8	50.4
Co7-Cr33-Cu2	1.18	42.0	33.6
Co5-Cr33-Cu2	—	32.0	24.0
Co11.5-Cr33	1.20	61.6	44.0
Co9-Cr33	1.24	64.4	32.8
Co7-Cr33	1.19	38.8	26.4
Co5-Cr33	1.15	24.8	19.2

续表 11.4-6

合金成分（质量分数），余 Fe	剩磁 B_r /T	矫顽力 H_c /kA·m^{-1}	最大磁能积 $(BH)_m$/kJ·m^{-3}
磁场处理各向异性合金			
Co9-Cr27	1.30	46.4	49.6
Co7-Cr28	1.25	40.8	41.6
Co5-Cr28-Ni4	1.27	29.6	30.4
Co5-Cr30	1.34	42.4	42.4
Co4-Cr32-Ti0.5	1.26	42.6	40.8
Co3-Cr32	1.25	40.0	33.4
Co2-Cr33-Hf1	1.24	36.8	33.4
烧结磁体			
Co12-Cr25	1.40	44.0	41.6
Co5-Cr31	1.23	40.0	35.2



铁铬钴合金除经磁场热处理来提高合金性能外，还可通过塑性变形及时效获得好的磁性，例如日本产品中的 KMC 是铸造磁体，KMR 是轧制（塑性变形）磁体，二者可得到相同的磁性，这种特性是其他类永磁材料所不具备的。

有些铝镍钴永磁材料的 $(BH)_m$ 比铁铬钴高，铁铬钴只相当于 AlNiCo5 的水平。但相当磁性水平的铁铬钴合金含钴量比铝镍钴要少，因此成本低于铝镍钴。铁铬钴永磁可进行机加工制成各种形状，这一点是铝镍钴不可比的。上述优点使得铁铬钴在永磁材料家族中占有一席之地。

3.2 Mn-Al-C 永磁材料

Mn-Al 可形成原子比为 1:1 的金属间化合物，不含 Co，具有耐氧化性和较高的力学强度。Mn-Al 合金属于 CuAu-I 型结构，如图 11.4-7 所示。1955 年研究发现 Mn-Al 合金中存在铁磁性相 τ 相，是一种亚稳相。后来通过添加碳，使 τ 相成为稳定相，磁性和力学特性均得到改善。以后通过塑性变形加工得到各向异性，磁性进一步提高。

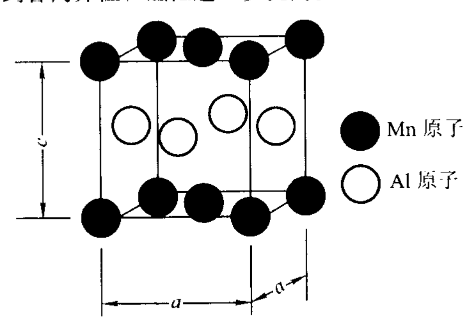


图 11.4-7　Mn-Al 合金强磁性相结构图

Mn-Al-C 的制备工艺：配比好的原材料用真空感应炉冶炼，再将钢水经气体雾化得到数十个微米大小的微粒子，经成形、加热至 700℃左右、进行中温挤压成形，得到各向异性磁体。由于使用气雾化方法代替传统的铸造方法，避免了铸造工艺中的铸造缺陷。气雾化得到的粒子结构和成分都比较均匀，这对磁性和力学性能的提高均有好处。

典型 Mn-Al-C 成分（质量分数）是 30% Al-0.5% C-余 Mn。合金经塑性变形加工后易磁化轴沿［001］取向，得到各向异性，磁性如图 11.4-8 所示。由图 11.4-8 可知，轴向各向异性 Mn-Al-C 磁体的 $(BH)_m$ 可达 48 kJ/m³ 水平，与 AlNiCo 相当。

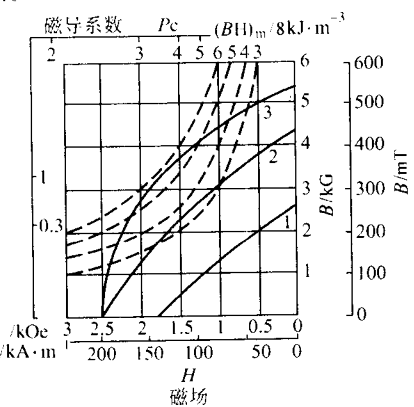


图 11.4-8　Mn-Al-C 永磁合金磁性

Mn-Al-C 磁体的抗拉强度为 290 MPa，铁氧体为 10～30 MPa，稀土永磁为 5～10 MPa，可见 Mn-Al-C 磁体具有较高的抗拉强度。可用在每分钟 6 万转的高速机构上。可用传统的切削加工工艺加工成圆柱、环或棒等。具有良好的耐氧化性，表面不需特殊处理即可在常温大气下使用。另外 Mn-Al-C 合金密度约为 5 g/cm³，是铁的 70% 左右，因此应用 Mn-Al-C 对永磁回路的轻型化非常有利。

目前 Mn-Al-C 磁体主要应用在要求较高力学强度和形状较为复杂，需经机加工等场合。由于充磁技术的进步，可在一长棒 Mn-Al-C 磁体上充成环状、螺旋状、波纹状等多种磁极，扩大了永磁应用领域。

目前 Mn-Al-C 永磁材料主要应用或有希望应用在以下几个方面。

1）传感器元件　Mn-Al-C 磁体由于有好的力学强度，耐热冲击，重量轻和抗氧化等优点，可用在汽车的车速传感器、高速转动传感器处。

2）电机　应用稀土永磁的电机，实现了小型化及高性能，但高速转动电机磁体还是使用 Mn-Al-C 永磁。

3）超薄型永磁体　由于办公室自动化设备和家庭视听设备的日趋小型化、高性能化的要求，所使用的磁屏蔽电机也要小型化、高性能化。为此生产开发出 150 μm 厚的超薄型磁体，用在小型永磁电机上。

4）细长磁体　用粉末冶金方法可制造出长棒型磁体，可用于制造复印机磁辊。

5）球状磁体　将棒状磁体切成粗尺寸球状，经细磨后可得到球型磁体，其应用正待开发。

总之，Mn-Al-C 磁体除不含钴，成本低，磁性相当于 AlNiCo 水平外，又有诸多优点，是一种较为适用的永磁材料。

3.3 铂钴合金

铂钴系永磁合金的成分大约在 50%（摩尔分数）Co-Pt 处。其硬磁化机制主要是来源于磁有序面心正方相。50%（摩尔分数）Co-Pt 合金在 825℃以上为无序的面心立方固溶体。在 825℃以下为面心正方有序结构，如图 11.4-9 所示。合金在 825℃以下产生无序有序转变。1 000℃以上合金固溶后，淬火后经适当热处理，使合金无序相中生成有序相，为 20～50 nm（200～500Å）大小的微细粒子，当有序相析出约为 50% 时获得最高磁性。

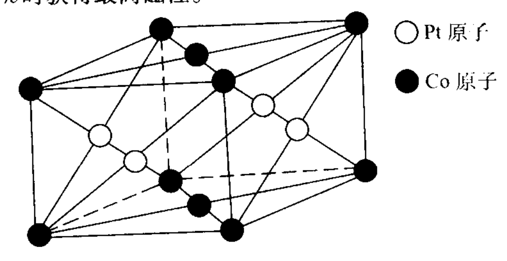


图 11.4-9　Pt-Co 合金磁性相的晶体结构

铂钴合金可用冶炼或粉末冶金方法制备成磁体。一般工艺为：合金冶炼、铸造后，在 1 000～1 100℃范围内进行热变形加工，于 1 000℃淬火后可进行冷加工。如果淬火速度不够快，将导致合金变脆及硬度提高而不利于冷加工。合金经适当的热处理后得到较高的磁性。例如，从 1 000℃淬火至680～720℃，保温 10 min 后淬入水中，再于 600℃时效热处理 30～100 min，可获得 $(BH)_m = 95.8 \sim 99.8$ kJ/m³ 的磁性，详见表 11.4-7。Pt-Co 单晶体的 $(BH)_m = 113.4$ kJ/m³。

采用添加合金化元素及适当调整热处理制度可进一步提高 Pt-Co 合金的磁性，见表 11.4-7。

铂钴合金具有良好的可加工性能，可加工成细长棒材、轧成板材等，有较强的抗酸、抗碱的能力，可在比较恶劣的环境中使用，而这些特点恰恰是其他类永磁材料所不具备的。但由于合金中含有贵金属铂及稀缺金属钴，尤其是铂，价格昂贵，使得此合金成本高，仅限于在极特殊的地方使用。

表 11.4-7　典型 Pt-Co 合金的化学成分，热处理制度和磁性能

化学成分（质量分数）/%						热处理	B_r /T	H_c /kA·m^{-1}	$(BH)_m$ /kJ·m^{-3}
Pt	Co	Pd	Fe	Ni	Cu				
47.5	52.5	—	—	—	—	从 1 000℃到 600℃等温淬火保温 15 ~ 50 min	0.79	311	93.4
49	51	—	—	—	—	从 1 000℃到 680 ~ 720℃等温淬火，在 600℃回火，保温 20 ~ 60 min	0.7 ~ 0.72	400 ~ 415	95.8 ~ 99.8
48 ~ 45	50	2 ~ 5	—	—	—	从 1 000℃以 14 ~ 20℃/min 冷却到 600℃，保温 1 ~ 5 h	0.62 ~ 0.72	319 ~ 400	75.9 ~ 83.8
50	40 ~ 45	—	5 ~ 10	—	—	—	0.71 ~ 0.74	335 ~ 383	87.8 ~ 95.8
20 ~ 50	20 ~ 50	—	5 ~ 10	—	—	从 900℃到 620℃等温淬火，在 600 ~ 650℃回火	0.77 ~ 0.8	319 ~ 351	83.8
49.5	44.5	—	5	1	—	从 900℃到 620℃等温淬火，在 600 ~ 650℃回火	—	—	107.8
49.45	44.5	—	5	1	0.05	从 900℃到 620℃等温淬火，在 600 ~ 650℃回火	—	—	115.8

3.4　半硬磁材料

半硬磁材料是介于软磁材料和永磁材料之间的一大类磁性材料，习惯上将其归于永磁材料领域。半硬磁材料的矫顽力在 1 000 ~ 10 000 A/m 之间。包括 Fe-Co-V，Fe-Co-Mo，Fe-Co-W，Fe-Co-W-Mo 及 Fe-Ni-Mn 系等。根据磁硬化机制又可分为淬火硬化钢、α-γ 相变合金和两相分解型合金三大类。

3.4.1　半硬磁材料的工作原理

永磁材料工作在磁滞回线的第 2 象限部分，也就是退磁曲线部分。只有讨论永磁材料的某些特性时，例如磁化过程等，才涉及磁滞回线的其他部分。实用时一般只能给出永磁材料的退磁曲线。永磁材料总是在一固定外场磁场下（退磁场）工作，是一种开路状态。软磁材料的矫顽力低，变化很小的外场就会影响到软磁材料的磁化状态，工作时涉及到整个磁滞回线。所以软磁材料大多工作在交流场下，半硬磁材料介于永磁和软磁之间。在外磁场下，半硬磁材料具有较高的磁感应强度，在足够大的外场下其磁化方向又可改变，所以它的工作也涉及到整个磁滞回线。利用半硬磁材料的这种特性，主要用在磁滞电机、继电器等方面。

3.4.2　淬火硬化钢

淬火硬化钢包括碳钢、钨钢、铬钢、钴钢和铝钢几大类。主要通过高温固溶后淬火硬化，得到马氏体等组织而实现磁硬化，有时也称马氏体磁钢。这几类磁钢开发得较早，均在 20 世纪初就开发应用。

我国国家标准中的 2J63 ~ 2J67 即为淬火硬化钢。其中 2J63 为铬钢，2J64 为钨钢，2J65 为钴钢，2J67 为加钼的高钴钢。成分见表 11.4-8，其热处理制度和磁性见表 11.4-9。

表 11.4-8　变形永磁合金牌号和化学成分（质量分数）（摘自 GB/T 14988 ~ 14991—1994）　%

合金牌号	C	S	P	Mn	Si	Ni	Cr	Co	V	Mo	W	Ti	Fe
		≤											
2J4	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	5.3 ~ 6.7	—	44.0 ~ 46.0	3.5 ~ 4.5	—	—	—	余量
2J7	≤012	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	6.5 ~ 7.5	—	—	—	余量
2J9	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	8.5 ~ 9.5	—	—	—	余量
2J10	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	9.5 ~ 10.5	—	—	—	余量
2J11	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	10.5 ~ 11.5	—	—	—	余量
2J12	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	11.5 ~ 12.5	—	—	—	余量
2J21	≤0.03	0.025	0.025	0.10 ~ 0.50	≤0.30	—	—	11.0 ~ 13.0	—	10.5 ~ 11.5	—	—	余量
2J23	≤0.03	0.025	0.025	0.10 ~ 0.50	≤0.30	—	—	11.0 ~ 13.0	—	12.5 ~ 13.5	—	—	余量
2J25	≤0.03	0.025	0.025	0.10 ~ 0.50	≤0.30	—	—	11.0 ~ 13.0	—	14.5 ~ 15.5	—	—	余量
2J27	≤0.03	0.025	0.025	0.10 ~ 0.50	≤0.30	—	—	11.0 ~ 13.0	—	16.5 ~ 17.5	—	—	余量
2J31	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	10.8 ~ 11.7	—	—	—	余量
2J32	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	11.8 ~ 12.7	—	—	—	余量
2J33	≤0.12	0.020	0.025	≤0.70	≤0.70	≤0.7	—	51.0 ~ 53.0	12.8 ~ 13.8	—	—	—	余量
2J51	≤0.03	0.030	0.030	≤0.70	≤0.50	—	—	11.0 ~ 13.0	—	—	14.0 ~ 15.0	—	余量



续表 11.4-8

合金牌号	C	S	P	Mn	Si	Ni	Cr	Co	V	Mo	W	Ti	Fe
		≤											
2J52	≤0.03	0.030	0.030	≤0.70	≤0.50	—	—	15.0~17.0	—	5.0~6.0	10.0~11.0	—	余量
2J53	≤0.08	0.030	0.030	11.5~12.5	≤0.50	3.0~4.0	—	—	—	2.5~3.5	—	—	余量
2J63	0.95~1.10	0.020	0.030	0.20~0.40	0.17~0.40	≤0.3	2.8~3.6	—	—	—	—	—	余量
2J64	0.68~0.78	0.020	0.030	0.20~0.40	0.17~0.40	≤0.3	0.3~0.5	—	—	—	5.2~6.2	—	余量
2J65	0.90~1.05	0.020	0.030	0.20~0.40	0.17~0.40	≤0.6	5.5~6.5	5.5~6.5	—	—	—	—	余量
2J67	≤0.03	0.025	0.025	0.10~0.50	≤0.30	—	—	11.0~13.0	—	16.5~17.5	—	—	余量

表 11.4-9　淬火硬化钢推荐热处理制度及磁性（摘自 GB/T 14991—1994）

牌号	推荐热处理制度	H_c/kA·m^{-1}	B_r/T	B_rH_c/kJ·m^{-3}
2J63	1）1 050℃正火 2）在 500~600℃预热 5~15 min，然后加热到 800~850℃保温 10~15 min，油淬 3）在 100℃沸水中时效大于 5 h	4.93	0.95	4.71
2J64	1）1 200~1 250℃正火 2）在 500~600℃预热 5~15 min，然后加热到 800~850℃保温 5~15 min，油淬 3）在 100℃沸水中时效大于 5 h	4.93	1.00	4.95
2J65	1）1 150~1 200℃正火 2）在 500~600℃预热 5~15 min，然后加热到 930~980℃保温 10~5 min，油淬 3）在 100℃沸水中时效大于 5 h	7.96	0.85	6.79
2J67	1）在 1 250℃保温 15~30 min，油淬 2）在 650~725℃回火、保温 1~2 h，空冷	20.89	1.00	20.76

注：供货方可提供最大磁能积数据，但不作为考核依据。

3.4.3　Fe-Co-V 半硬磁合金

Fe-Co-V 半硬磁合金大量应用在磁滞电机上。这种合金加工性能好，可制成薄板、细丝或其他复杂形状。合金成分质量分数为 44%~53%Co，3.5%~13.8%V，余量为铁。此合金为典型的 α-γ 相变型合金。合金在 950℃以上为 γ 相，从高于 950℃温度淬火至室温时发生 γ→α 相转变。在进行 80%以上变形量的冷加工时，残留的 γ 相几乎全变成了 α 相。在 600℃左右回火时，又从 α 相中析出 γ 相，H_c 显著升高。α 相为磁性相，γ 相为非磁性相。由单畴理论可解释矫顽力机制。合金的磁性对合金含钒量十分敏感。成分（质量分数）为 50%Co，1.3%V，余量为铁的合金是典型的软磁材料，国标牌号为 1J22。合金中含钴不变，提高钒含量，则 H_c 上升，B_r 下降。

除用在磁滞电机外，Fe-Co-V 合金还可以做成小截面积的永磁材料及录音材料，此时使用的不是材料的磁滞特性，而是材料的永磁特性。

综上所述，对于 Fe-Co-V 合金的牌号有：2J4，2J7，2J9，2J10~2J12 和 2J31~2J32 等 9 种，其成分见表 11.4-8 所示。其中 2J4~2J12 为磁滞材料，即半硬磁材料。2J31~2J32 为永磁材料。

典型的制备工艺是用真空炉或非真空炉冶炼，热轧后在 900~1 100℃保温、淬火，然后进行变形量大于 90%的冷加工，最后在 580~640℃之间回火 20~60 min。对合金中含钒量的调整是获得合金最终磁性的前提和保证。这种冷轧带材具有明显的磁各向异性。一般讲，平行轧制方向的 H_c 要比垂直轧制方向的 H_c 高。冷拉丝材比冷轧带材的磁滞回线矩形比和磁滞损耗高。

铁钴钒合金锻材的磁滞特性远低于冷变形材料。

合金成分（质量分数）为 45%Co，4%V，6%Ni，余量为铁的合金即美国的 P6 合金，相当于我国牌号中的 2J4。

表 11.4-10 给出冷轧带材国标推荐的热处理制度，表 11.4-11 和表 11.4-12 分别给出了铁钴钒合金的磁滞性能（2J4~2J12）和永磁性能（2J31~2J33）。

表 11.4-10　Fe-Co-V 冷轧带材推荐的热处理制度

合金代号	回火温度	保温时间/min	冷却制度
2J4	600~660℃	20~60	空冷
2J7	580~660℃	20~60	空冷
2J9	580~640℃	20~60	空冷
2J10	580~640℃	20~60	空冷
2J11	580~640℃	20~60	空冷
2J12	580~640℃	20~60	空冷
2J31	580~640℃	20~60	空冷
2J32	580~640℃	20~60	空冷
2J33	580~640℃	20~60	空冷

表 11.4-11　Fe-Co-V 合金的磁滞特性
（摘自 GB/T 14988—1994）

合金代号	合金磁滞性能			
	H_μ/kA·m^{-1}	B_μ/T	P_μ/kJ·cm^{-3} ≥	K_μ ≥
2J4	3.98~5.17	1.3~1.6	15	0.62
2J7	6.37~9.55	1.0~1.3	19	0.61
2J9	8.75~11.94	0.9~1.25	22	0.59
2J10	14.32~18.3	0.9~1.2	30	0.58

续表 11.4-11

合金代号	合金磁滞性能			
	H_μ/kA·m^{-1}	B_μ/T	P_μ/kJ·cm^{-3} ≥	K_μ ≥
2J11	15.92 ~ 20.7	0.9 ~ 1.2	35	0.57
2J12	19.9 ~ 27.9	0.8 ~ 1.1	45	0.56

注：H_μ—最大导磁率点对应的磁场强度；B_μ—最大导磁率点对应的磁感应强度；P_μ—磁滞损失；K_μ—凸起系数。

表 11.4-12 Fe-Co-V 永磁合金的永磁性能
（摘自 GB/T 14989—1994）

合金牌号	丝材			带材		
	H_c /kA·m^{-1}	B_r /T	BH /kJ·m^{-3}	H_c /kA·m^{-1}	B_r /T	BH /kJ·m^{-3}
2J31	23.88	1.00	23.96	17.51	1.00	19.16
2J32	27.86	0.85	23.96	23.88	0.75	19.16
2J33	31.84	0.70	23.96	17.51	0.60	18.37

注：生产厂应提供最大磁能积 $(BH)_m$ 数据，但不作为考核依据。

3.4.4 Fe-Co-Mo 和 Fe-Co-W 系材料

在回火热处理时发生两相分解，析出的铁磁性粒子具有单畴行为而获得永磁性。根据国标规定 2J21 ~ 2J27 和 2J67 为 Fe-Co-Mo 合金，2J51 为 Fe-Co-W 合金，2J52 为 Fe-Co-Mo-W 合金，见表 11.4-8。

Fe-Co-Mo 合金成分（质量分数）是 10.5% ~ 17.5% Mo，11% ~ 13% Co，余量为铁。该合金具有较好的高温塑性。在 1 200℃淬火后可进行冷变形加工和机加工。在 600 ~ 700℃回火时产生两相分解，矫顽力提高。合金推荐热处理制度见表 11.4-13，磁滞性能见表 11.4-14。

表 11.4-13 Fe-Co-Mo 合金热轧材热处理制度

合金牌号	淬火			回火		
	加热温度（在保护气氛下）/℃	保温时间 /min	淬火介质	回火温度 /℃	保温时间 /min	冷却方式
2J21	1 200±10	15 ~ 30	油或沸水	625 ~ 700	60 ~ 120	空冷
2J23	1 200±10			625 ~ 700		
2J25	1 250±10			625 ~ 725		
2J27	1 250±10			625 ~ 725		

表 11.4-14 Fe-Co-Mo 合金热轧材磁滞性能
（摘自 GB/T 14990—1994）

合金牌号	磁 滞 性 能			
	H_μ/kA·m^{-1}	B_μ/T	P_μ/kJ·cm^{-3}	K_μ
			≥	
2J21	9.6 ~ 12.8	1.0 ~ 1.3	20	0.46
2J23	14.4 ~ 17.6	1.0 ~ 1.3	30	0.48
2J25	17.6 ~ 22.4	0.9 ~ 1.2	38	0.50
2J27	24.0 ~ 28.8	0.9 ~ 1.2	47	0.45

Fe-Co-W 合金冷轧带材的性能较好，B_r 可达 1.4 T，矫顽力为 3 kA/m。Fe-Co-W 和 Fe-Co-W-Mo 合金热处理及磁滞性能见表 11.4-15 和表 11.4-16。这两类合金与半硬磁 Fe-Co-V 合金一样，主要作为磁滞材料而使用在各种类型的磁滞电机上。

表 11.4-15 Fe-Co-W 和 Fe-Co-W-Mo 合金的热处理制度

合金牌号	回火温度/℃	保温时间/min	冷却方式
2J51	675 ~ 750	20 ~ 60	空冷
2J52	625 ~ 720		
2J53	500 ~ 560		

表 11.4-16 Fe-Co-W 和 Fe-Co-W-Mo 合金的磁滞性能
（摘自 GB/T 14988—1994）

合金牌号	磁 滞 性 能			
	H_μ/kA·m^{-1}	B_μ/T	P_μ/kJ·cm^{-3}	K_μ
			≥	
2J51	2.8 ~ 4.0	1.2 ~ 1.6	10	0.58
2J52	14.4 ~ 7.2	0.9 ~ 1.35	11	0.50
2J53	6.4 ~ 11.9	0.6 ~ 0.9	10	0.45

4 稀土永磁材料

稀土永磁材料是以稀土金属元素与过渡族金属之间所形成的金属间化合物为基的永磁材料。它的研究起源于 1966 年 Hoffer 和 Strnat 等人关于由稀土元素（R）和钴组成的金属间化合物的磁性测量工作。目前工业生产的稀土永磁材料可分为三类。第一类是 1:5 型 R-Co 永磁体，它是由稀土金属原子（以 R 表示）和其他金属原子（以 TM 表示）按 1:5 的比例组成的 R-Co 永磁体，它们属于第一代稀土永磁材料。单相 1:5 型磁体，以 $SmCo_5$、$(SmPr)Co_5$ 为代表。其烧结商品磁体的磁能积达到 127 ~ 183 kJ/m^3（16 ~ 23 MGOe）。实验室最高性能可达 227.7 kJ/m^3（28.6 MGOe）。多相 1:5 型磁体是以 1:5 相为基体并含有少量 2:17 型沉淀相的稀土永磁材料，例如 $(Ce, Sm)(Co, Cu, Fe)_{5-6}$。第二类是 2:17 型 R-Co（或 R-TM）永磁材料，它们被称作是第二代稀土永磁材料。单相2:17 磁体由单一 2:17 型化合物组成。多相的是指以 2:17 型化合物为基体并有少量 1:5 相沉淀构成的永磁体。得到工业应用的则是后者。这种多相磁体又有低矫顽力和高矫顽力之分。低矫顽力磁体的$_JH_c$ 约为 398 ~ 447 kA/m（5 ~ 6 kOe），高矫顽力磁体的$_JH_c$ 达 1 194 ~ 2 388 kA/m（15 ~ 30 kOe）。烧结商品 2:17 型磁体的磁能积一般为 119 ~ 239 kJ/m^3（15 ~ 30 MGOe），实验室最佳值为 263 kJ/m^3（33 MGOe）。第三代稀土永磁材料是 R-Fe-B 系永磁体，即所谓第三代稀土永磁材料。它由主相 $Nd_2Fe_{14}B$ 和少量的富钕相、少量的富硼相组成。烧结商品 Nd-Fe-B 系永磁的磁能积为 215 ~ 398 kJ/m^3（27 ~ 50 MGOe），日本最近已有磁能积超过 414 kJ/m^3（52 MGOe）的产品问世。最近报道，实验室获得的磁能积最高值已达 460 kJ/m^3（57.8MGOe）。从生产制作方法上该磁体主要有烧结法和黏结法之分。黏结稀土永磁体在制作及应用方面具有许多优点，但必须以牺牲其磁性能为代价。

4.1 与稀土永磁有关的合金

稀土元素是指元素周期表中第三副族（ⅢB）的镧（La）系金属元素，即原子序数从 57 到 71 的 15 个元素的总称。由于钪（Sc）、钇（Y）的原子价、晶体结构及其他化学性质与稀土元素相似，也将它们纳入稀土元素的范围。La 系元素分成两组，Gd 以前的 7 个元素称为轻稀土元素（LR），Gd 及其后的 8 个元素称为重金属元素（HR）。

稀土元素与其他元素形成了大量合金。由于某些稀土在低温下具有大的磁矩，它们与具有高居里温度的铁、钴、镍



等3d过渡族金属形成的合金有可能成为有实际意义的磁性材料，这便是研究稀土和3d过渡族金属的原因。研究表明，与稀土永磁有关的合金主要有两个系列，即某些R-Co合金和R-Fe合金。

4.1.1 相图

稀土元素与3d过渡族二元系的一个重要特征就是存在一系列金属间化合物。这是因为稀土元素与3d过渡族金属的原子半径相差甚大，因而稀土元素与3d过渡族元素系中只存在极小的固溶度。这就决定了在探索可实际应用的材料时必须研究它们之间形成的金属间化合物。

另外，随着稀土元素原子序数的增加，原子半径减小，而形成化合物的数目趋向增加。对于某种特定的稀土元素来说，随着合金组元中3d电子数目的增加，形成化合物的数目有增加趋势。例如，钇与铁形成4种或5种金属间化合物，与钴形成8种或9种金属间化合物，与镍形成22种金属间化合物。

在R-Co二元系中，最具有实际意义的应是Sm-Co系合金。这个合金系包括7个中间相，它们分别是Sm_3Co_4，Sm_9Co_4 $SmCo_2$，$SmCo_3$，Sm_2Co_7，$SmCo_5$ 和 Sm_2Co_{17}。图11.4-10示出了Sm-Co合金的部分相图（0~30%（摩尔分数）Sm）。$SmCo_5$化合物在高温区存在一个向钴侧扩张的均匀区，钴在这种化合物中的溶解度最高可增加至Sm：Co＝1：5.6，而钐的溶解度要小得多，仅有Sm：Co＝1：4.8。$SmCo_5$化合物具有$CaCu_5$型六方结构。Sm_2Co_{17}化合物在高温下也存在一个固溶区，较大地扩张到富钐侧。Sm_2Co_{17}相具有两种结构，高温区（1 250℃以上）为Th_2Ni_{17}型六方结构，1 250℃以下转变为Th_2Zn_{17}型菱方结构。

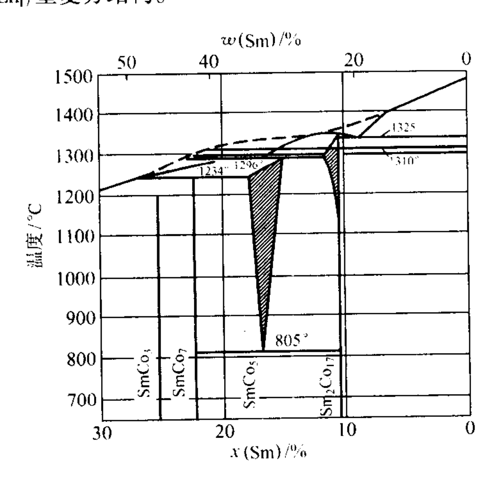


图 11.4-10 Sm-Co 二元系相图

有关Sm-Co相图中另一个值得注意的问题是在800℃附近$SmCo_5$相的共析分解，即$SmCo_5$分解为Sm_2Co_7＋Sm_2Co_{17}。关于这一分解的温度及分解本身是否存在，文献中的结果尚不一致。

为了阐明沉淀硬化型稀土钴永磁的相关系，图11.4-11示出了Sm-Co-Cu三元系合金（x（Sm）＜17%）在850℃时的等温截面图。图中1:5相为Sm（Co，Cu）$_5$，1:6相为Sm（Co，Cu）$_6$，2:17相为Sm_2（Co，Cu）$_{17}$。钴和铜分别是以它们为基的固溶体。图中黑色区为单相区。在850℃分别存在1:5和2:17单相区，但2:17单相区十分窄。当钴含量增加时，就要进入钴和2:17相的两相区。在2:17和1:5两个单相区之间存在一个三角形的1:5＋2:17的两相区，这就是2:17型永磁体的成分范围。在该成分范围内，在850℃以下将分解为2:17和1:5两相，产生磁硬化。研究表明800~1 200℃范围内，$SmCo_5$和$SmCu_5$是完全互溶的，而在800℃以下可能产生不稳态（spinodal）分解。

稀土元素与铁所形成的化合物数目比与钴形成的化合物数目少。图11.4-12示出了Nd-Fe二元相图。从图11.4-12可见，在Nd-Fe二元中只有Nd_2Fe_{17}相，室温下具有Th_2Zn_{17}型菱方结构。Nd_2Fe_{17}是包晶反应的产物。Nd_2Fe_{17}与α-Nd的共晶温度为647℃。在Sm-Fe二元系中则存在三个化合物，分别是$SmFe_2$，$SmFe_3$和Sm_2Fe_{17}（图11.4-13）。Sm_2Fe_{17}也是由包晶反应生成，具有Th_2Zn_{17}型菱方结构。

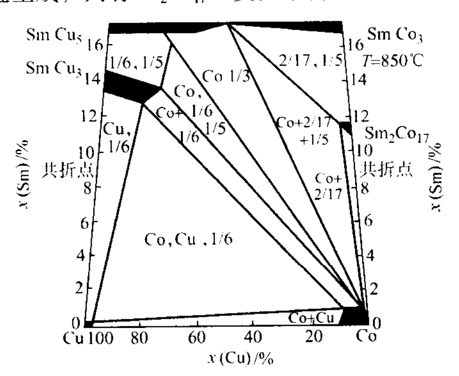


图 11.4-11 Sm-Co-Cu（x（Sm）＜17%）三元系于850℃的等温截面图（黑区为单相区）

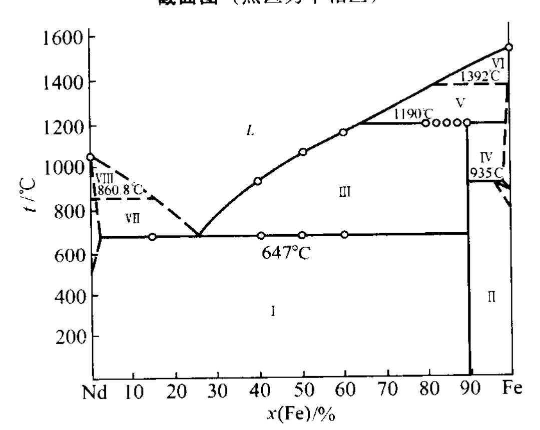


图 11.4-12 Nd-Fe 二元系相图

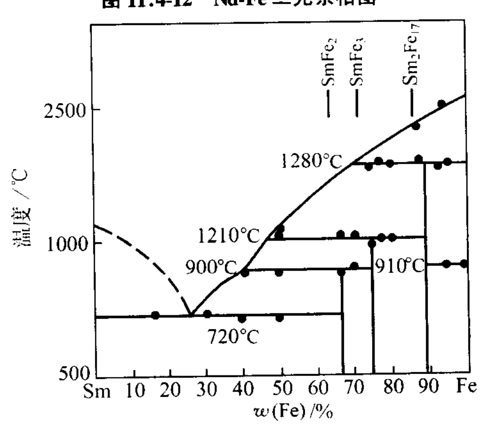


图 11.4-13 Sm-Fe 二元系相图

硼含量x（B）小于50%的Nd-Fe-B三元系室温截面图示于图11.4-14。由图11.4-14可知，在室温下该合金系存在3个三元化合物，即$Nd_2Fe_{14}B$，$Nd_8Fe_{27}B_{24}$和Nd_2FeB_3。$Nd_2Fe_{14}B$具有四方结构，而关于$Nd_8Fe_{27}B_{24}$的分子式文献中

报道的不尽相同（例如 $NdFe_4B_4$，$Nd_2Fe_7B_6$，$Nd_5Fe_{18}B_{18}$ 等），通常简称其为 $NdFe_4B_4$ 相，属于正交晶系。在图 11.4-14 中示出了 10 个相区，具有高性能的 Nd-Fe-B 磁体成分则处于Ⅲ区内，与 $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物十分靠近。

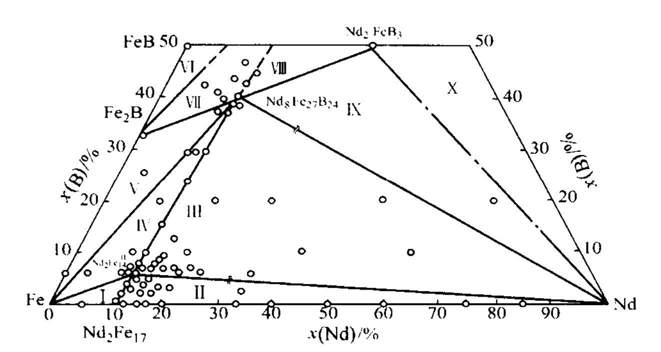


图 11.4-14 Nd-Fe-B 三元系 x（B）≤50%室温截面图

Ⅰ—α-Fe + Nd_2Fe_1 + $Nd_2Fe_{14}B$；Ⅱ—$Nd_2Fe_{14}B$ + Nd_2Fe_{17} + Nd；
Ⅲ—$Nd_2Fe_{14}B$ + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + Nd；Ⅳ—$Nd_2Fe_{14}B$ + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + α − Fe；
Ⅴ—$Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + α − Fe；Ⅵ—Fe_2B + FeB + NdB_{14}；
Ⅶ—Fe_2B + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + NdB_{14}；Ⅷ—Nd_2FeB_3 + NdB_4 + $Nd_8Fe_{27}B_{24}$；
Ⅸ—$Nd_8Fe_{27}B_{24}$ + Nd_2FeB_3 + Nd；Ⅹ—Nd + Nd_2FeB_3 + Nd_2B_5

4.1.2 晶体结构

与稀土永磁材料有关的化合物的晶体结构比较复杂，现对几种主要化合物的晶体结构进行简要说明。

R 与 Co、Ni、Cu 等元素形成的 RTM_5 化合物具有 $CaCu_5$ 型结构，属六方晶系（图 11.4-15）。每个晶胞有一个分子式单位，即含 1 个 Ca（R）原子和 5 个 Cu（TM）原子。它可以看作是两个原子层沿［0001］轴交替堆垛而成。其中一个原子层由一个 Ca（R）和两个 Cu（TM）组成，用 A 层表示。另外一个原子层仅由 3 个 Cu（TM）原子组成，用 B 层表示。所以这种结构的堆垛顺序可表示为 ABABAB……。它的点阵常数以 a、c 表示。例如 $SmCo_5$ 点阵常数分别为 a = 0.500 2 nm，c = 0.396 4 nm。

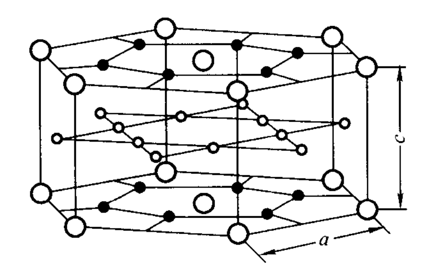


图 11.4-15 $CaCu_5$ 型晶体结构

○ R 原子；● Co Ⅰ原子；○ Co Ⅱ原子

$CaCu_5$ 结构在 R-TM 系的化合物结构中占有特殊地位。很多化合物的晶体结构可以通过原子间的取代派生出来。例如，$3RTM_5$-TM + R = $2R_2TM_7$，$3RTM_5$ + 2TM-R = R_2TM_{17} 等。

大部分 2:17 型 R-Co，R-Fe 系化合物具有两种结构，在高温下为 Th_2Ni_{17} 型晶体结构，低温下转变为 Th_2Zn_{17} 型结构。Th_2Ni_{17} 型结构属于六方晶系（图 11.4-16）。一个单细胞内含有两个 Th_2Ni_{17} 分子式单位，共有 38 个原子，即 4 个 Th（R）原子和 34 个 Ni（Co，Fe 等）原子。Th_2Zn_{17} 型结构属于菱方晶系（图 11.4-17）。一个单细胞内含有 3 个 Th_2Zn_{17} 分子式单位，共有 57 个原子。其中有 6 个 Th（R）原子和 51 个 Zn（Co，Fe）原子。

从几何角度来说，具有 Th_2Ni_{17} 结构的 R_2Co_{17} a 轴的长度应为 RCo_5 a 轴长度的$\sqrt{3}$倍，c 轴长度应为 RCo_5 c 轴长度的 2

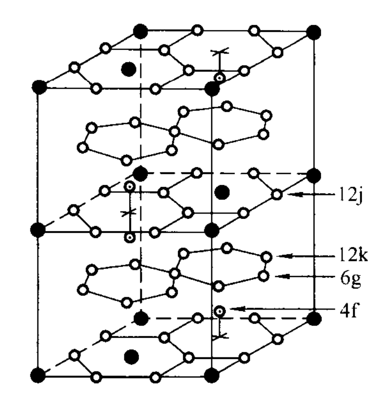


图 11.4-16 Th_2Ni_{17} 型立方晶体结构

●稀土原子；○ 过渡金属原子

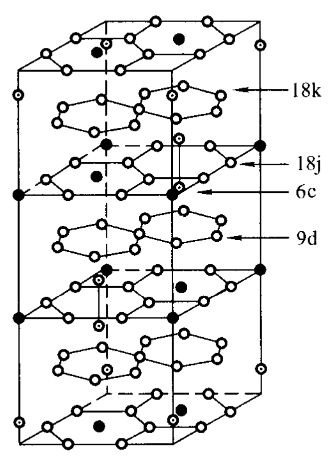


图 11.4-17 Th_2Ni_{17} 型菱方晶体结构

●稀土原子；○⊙过渡金属原子

倍。具有 Th_2Zn_{17} 结构的 R_2Co_{17} a 轴的长度应为 RCo_5 a 轴长度的$\sqrt{3}$倍，c 轴长度应为 RCo_5 c 轴的 3 倍。实际上，即使是在同一合金系中，由于原子排列，特别是哑铃型钴原子对的出现，这种倍数关系也略有差异。例如，六方 Sm_2Co_{17} 的点阵常数为 a = 0.836 0 nm，c = 0.851 5 nm，菱方 Sm_2Co_{17} 的点阵常数为 a = 0.839 5 nm，c = 1.221 6 nm。

所有的稀土元素均形成 R_2Fe_4B 相。这种相具有四方晶体结构（图 11.4-18）。它由 4 个 R_2Fe_4B 分子组成，在一个单胞内含有 68 个原子，其中有 8 个 R 原子，56 个铁原子和 4 个硼原子。整个晶体可以看成是由富钕和富硼原子层及富铁原子层交替地组成。类金属元素硼、碳的加入对四方相 R_2Fe_4B 的形成起了决定性作用。对 $Nd_xB_yFe_{100-x-y}$（x = 15 ~ 16，y = 4 ~ 10）合金的研究结果表明，不含硼的 Nd-Fe 合金由 α-Fe 和 Nd_2Fe_{17} 相组成，而不存在 $Nd_2Fe_{14}B$ 四方相。当硼含量 x（B）增加到 4% 时，Nd_2Fe_{17} 消失，开始形成 $Nd_2Fe_{14}B$ 四方相。当硼含量 x（B）增加到 7%时，α-Fe 消失（激冷样品），合金由 $Nd_2Fe_{14}B$ 相和富钕相、富硼相组成。随硼含量增加，富硼相的数量有所增加。用碳原子取代硼原子在一定情况下四方相是稳定的。实验表明，可以形成 $Gd_2Fe_{14}C$ 相，但却不能形成 $Ce_2Fe_{14}C$ 相。

$R_2Fe_{14}B$ 化合物的点阵常数（除 $Ce_2Fe_{14}B$）的变化遵循稀土原子的镧系收缩规律。即 R 原子半径减小，点阵常数也变小。对 R-Fe 系稀土永磁材料具有重要意义的 $Nd_2Fe_{14}B$ 的点阵常数为 a = 0.882 nm，c = 1.219 nm。

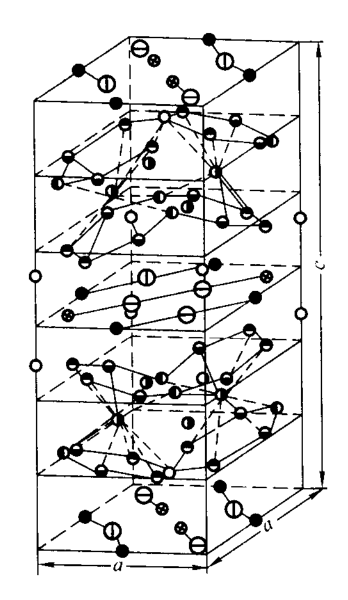


图 11.4-18 $R_2Fe_{14}B$ 化合物的晶体结构

◐ Rt: ⊖ R(g): ● Fe(c): ○ Fe(e): ◐ Fe(j1): ◑ Fe(j2): ◒ Fe(k1): ◓ Fe(k2): ⊗ B(g)

另一种富铁的稀土化合物为 $RFe_{12-x}M_x$，其中 M 为 Ti，V，Mo，Cr，W，Al，Si 等，$x=1.0\sim4.0$。这种化合物的结构示于图 11.4-19，为 $ThMn_{12}$ 型四方结构，一个单胞内含有两个 $ThMn_{12}$ 分子式单位，共有 26 个原子，即两个 Th（R）原子和 24 个 Mn（Fe，M）原子。

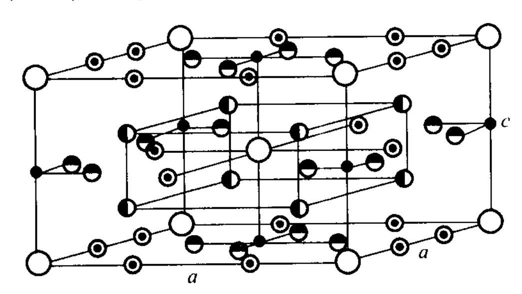


图 11.4-19 $ThMn_{12}$ 型化合物的晶体结构

这种化合物的点阵常数在稀土原子相同的情况下随 M 原子的不同及 M 原子的数量而改变。例如，$NdFe_{10.5}Mo_{1.5}$ 的点阵常数为 $a=0.858\,8$ nm，$c=0.478\,7$ nm。

4.1.3 磁性

判断一种材料能否作为高性能永磁体的候选者必须满足三个条件，即高的饱和磁化强度，高的居里温度和强的磁各向异性行为。

实验表明，在 R-3d 过渡族金属的化合物中，RCo_5、R_2Co_{17}、R_2Fe_{17}、$R_2Fe_{14}B$、$RFe_{12-x}M_x$ 具有高的饱和磁化强度。图 11.4-20 示出了前 4 种化合物饱和磁化强度。

从图 11.4-20 可见，R_2Fe_{17} 的饱和磁化强度高于 RCo_5，$R_2Fe_{14}B$ 则高于 R_2Co_{17}。$RFe_{12-x}M_x$ 的某些化合物，例如 $NdFe_{11}Ti$ 的饱和值与 $Nd_2Fe_{14}B$ 十分接近。不论是R-Co系还是R-Fe系，LR-Co（或 Fe）化合物的饱和磁化强度比HR-Co（或 Fe）的饱和磁化强度要高。这取决于 R 原子与钴（或铁）原子磁矩的耦合方式。LR-Co（或 Fe）化合物中这两种原子磁矩呈铁磁性耦合，而HR-Co（或 Fe）化合物中它们呈亚铁磁性耦合。在上述的几类LR-Co、LR-Fe化合物中，当 R 为 Pr，Nd，Sm时，呈现出相当高的饱和值，它们均优于同类型的其他稀土化合物。

由 $R_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$，当以铁取代钴时，饱和磁化强度随铁含量的增加而逐渐提高，在 $x=0.5\sim0.7$ 之间出现峰值，

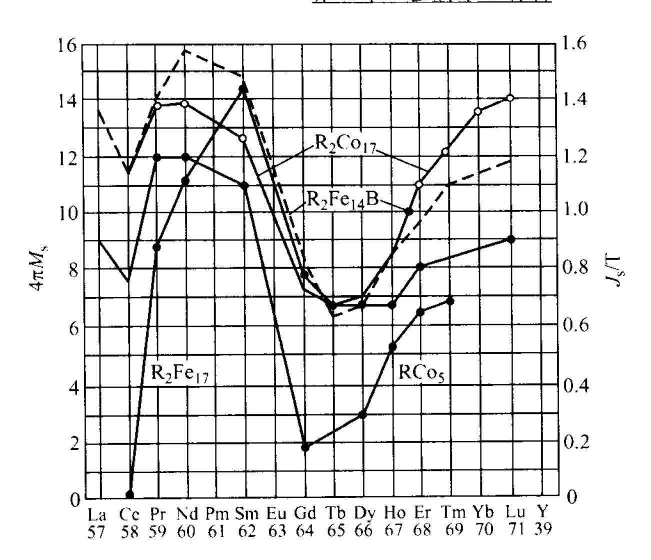


图 11.4-20 RCo_5、R_2Co_{17}、R_2Fe_{17} 和 $R_2Fe_{14}B$ 化合物的室温饱和磁化强度

然后降低。例如 $Sm_2(Co_{1-x}Fex)_{17}$ 化合物，当 $x=0.7$ 时 J_s 达 1.63 T（图 11.4-21）。远高于 Sm_2Co_{17} 和 Sm_2Fe_{17} 化合物的饱和值。

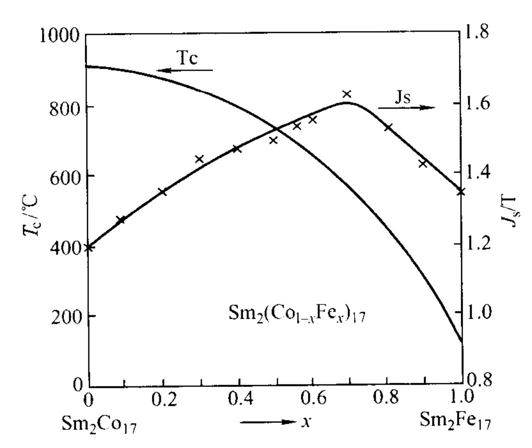


图 11.4-21 $Sm_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$ 化合物的饱和磁化强度和居里温度随 x 的变化

图 11.4-22 示出了 RCo_5，R_2Co_{17}，R_2Fe_{17} 和 $R_2Fe_{14}B$ 化合物的居里温度。其中，R_2Co_{17} 化合物的居里温度最高，处于 800 ~ 940℃ 之间。RCo_5 也具有相当高的居里温度，除 $LaCo_5$，$CeCo_5$ 以外均高于 600℃。在 $R_2Fe_{14}B$ 化合物中 $Ce_2Fe_{14}B$ 的居里温度最低，其他化合物大体处于 300℃左右。在这 4 类化合物中，R_2Fe_{17} 的居里温度最低，其中最高的 Gd_2Fe_{17} 也只有 193℃，最低的 Ce_2Fe_{17} 竟为 −185℃。$RFe_{12-x}M_x$ 化合物的居里温度至少可以与 $R_2Fe_{14}B$ 相比拟或更高些。例如 $NdFe_{11}Ti$ 的居里温度为 297℃，与 $R_2Fe_{14}B$ 的 307℃ 相近，$NdFe_{10.5}V_{1.5}$ 的居里温度则可达 377℃。

尽管 R_2Fe_{17} 的居里温度很低，但由于 R_2Co_{17} 的居里温度甚高，所以在一定成分范围内可使 $R_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$ 的居里温度保持较高的水平。当 R 为轻稀土元素 $x=0.5$ 时，居里温度均高于 600℃，这可参见图 11.4-21。

用钴部分取代铁可使 $R_2Fe_{14}B$ 化合物的居里温度得以明显提高。对于 $Nd_2(Fe_{1-x}Co_x)_{14}B$，当钴的取代量小于 15%（摩尔分数）时，Co（摩尔分数为 10%）取代铁平均可使 T_c 提高 100℃左右。

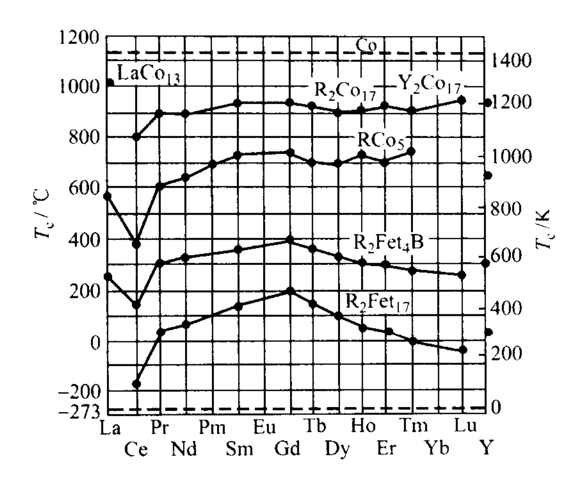


图 11.4-22 RCo_5、R_2Co_{17}、R_2Fe_{17}和 $R_2Fe_{14}B$ 化合物的居里温度

沿单晶不同晶向磁化到饱和时，所需的磁场强度不同的现象称为磁晶各向异性。对单轴晶体，磁晶各向异性的大小以磁晶各向异性常数 K_u 或各向异性场 H_A 表示。

表 11.4-17 示出RCo_5化合物的磁晶各向异性常数和各向异性场。大部分RCo_5化合物都具有相当高的各向异性。其中 $SmCo_5$ 最高，各向异性场 H_A 达 31 840 kA/m。$CeCo_5$，YCo_5，$SmCo_5$化合物在相当宽的温度范围内是易 C 轴的。$PrCo_5$通常保持了易 C 轴，只有在极低的温度下易磁化方向才发生转变。但$NdCo_5$，$TbCo_5$，$HoCo_5$只有在室温以上才为易 C 轴。

表 11.4-17 RCo_5 化合物的磁晶各向异性常数和各向异性场

化合物	易磁化轴	磁晶各向异性常数		各向异性场 H_A	
		$10^6 J·m^{-3}$	$10^7 erg·cm^{-3}$	$kA·m^{-1}$	kOe
$LaCo_5$	C	6.3	6.3	13 930	175
$CeCo_5$	C	7.3，5.3	7.3，5.3	14 328，—	180～210
$PrCo_5$	C	8.0，8.9	8.0，8.9	16 716	145～180
$NdCo_5$	基面	0.6	0.6	11 542～14 328	30
$SmCo_5$	C	9.5～11.2 19.3，1.4	9.5～11.2 19.3，1.4	2 388 16 716～23 084	210～290 440±20
$GdCo_5$	C	4.023	4.023	35 024	270
$TbCo_5$				21 492	
$DyCo_5$					
$HoCo_5$		4.0	4.0		135
$ErCo_5$		4.5	4.5	10 746	100
YCo_5	C	5.5	5.5	7 960	135
(CeMM)Co_5	C	6.4	6.4	10 746 14 328	约 180

在R_2Co_{17}化合物中，只有Sm_2Co_{17}，Er_2Co_{17}和Tm_2Co_{17}是易C轴的，其他2:17型化合物均为易基面。在3种易C轴的化合物中，具有最高磁晶各向异性的$SmCo_{17}$，其各向异性场为7 960 kA/m（100 kOe），仅及$SmCo_5$的1/4。而所有的R_2Fe_{17}化合物无一例外均为易基面。

图 11.4-23 示出了LR_2（$Co_{1-x}Fe_x$）$_{17}$相易轴各向异性的成分范围。从图 11.4-23 可见，Sm_2（$Co_{1-x}Fe_x$）$_{17}$在 $x=0\sim0.5$ 内是易C轴。实验发现，少量的铁还使含钐化合物的 H_A 稍有增加，当 $x=0.1$ 时，H_A 达8 597 kA/m（108 kOe），而 $x=0.4$ 时则降至3 184 kA/m（40 kOe）。Ce，Pr，Y的这种化合物在一定的成分范围内表现出易C轴各向异性，但 H_A 要低得多。只有Nd_2（$Co_{1-x}Fe_x$）$_{17}$化合物，在 $x=0\sim1$ 的整个范围内均呈现为易基面。

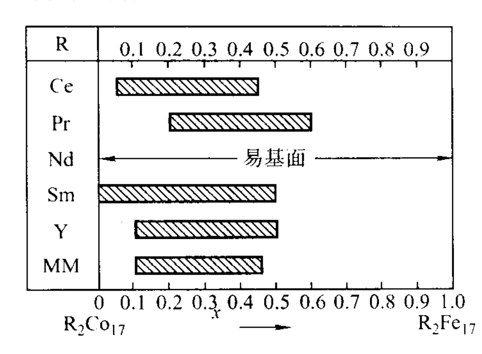


图 11.4-23 $R_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$相易轴各向异性的成分范围

$R_2Fe_{14}B$化合物除$Sm_2Fe_{14}B$，$Er_2Fe_{14}B$和$Tm_2Fe_{14}B$为易基面外，其他都是易C轴，并有较高的磁晶各向异性。$Nd_2Fe_{14}B$的各向异性场为 7 164 kA/m（90 kOe），$Pr_2Fe_{14}B$ 为 6 312.3 kA/m（79.3 kOe）。$Dy_2Fe_{14}B$和$Tb_2Fe_{14}B$的各向异性场更高，分别为11 940 kA/m（150 kOe）和 17 512 kA/m（220 kOe）。

对于1:12型化合物，只有Sm化合物呈现易C轴，并具有较高的磁晶各向异性。例如，$SmFe_{11}Ti$室温下的 H_A 可达 8 438 kA/m（106 kOe）。

综上所述可知，某些RCo_5（特别是$SmCo_5$）化合物，2:17（特别是 R = Sm）化合物以及$Nd_2Fe_{14}B$等已具备了获得高性能永磁体的条件。在以后的叙述中可以看到，某些化合物，例如Sm_2Fe_{17}，$NdFe_{11-x}M_x$等通过气固相反应加入氮原子，克服了它们的不足，也成为有开发前景的永磁材料。

当然，满足了作为高性能永磁体的条件并不意味着一定具有工业价值。作为工业用永磁体还要考虑是否可以稳定地生产，原材料是否丰富，价格是否便宜等因素。

4.2 烧结稀土永磁材料

稀土永磁体的制造方法很多，但工业上主要是采用烧结法和黏结法。目前75%的产品为烧结法生产，25%的产品则由黏结法制备。

4.2.1 烧结稀土永磁体的制备工艺

这种制备法的工艺流程示于图 11.4-24。所用合金可用熔炼法，也可用还原扩散法。还原扩散法是将金属粉、稀土氧化物粉和钙粒放在一起，用钙还原稀土氧化物变成纯稀土金属，再通过稀土金属与钴，铁原子的互扩散直接得到稀土永磁粉末，以制取$SmCo_5$为例，其反应平衡式可写为

$$5Co + \frac{1}{2}Sm_2O_3 + \frac{3}{2}Ca \Leftrightarrow SmCo_5 + \frac{3}{2}CaO \quad (11.4\text{-}5)$$

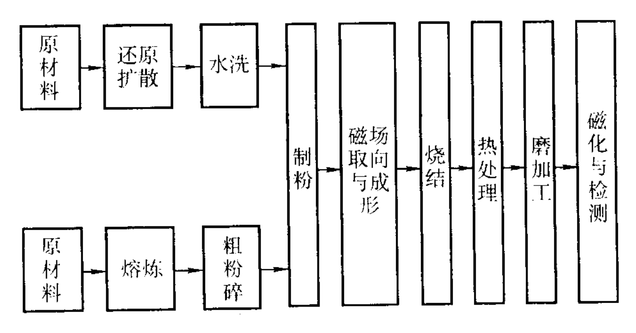


图 11.4-24 制备烧结稀土永磁体的工艺流程



由于这种方法用稀土氧化物作为原材料，节省了工艺环节，降低了成本。

合金真空冶炼后一般要以较快的速度冷却，近年来发展起来的类似于后面讲到的制备黏结 Nd-Fe-B 磁粉熔体快淬法的速凝技术，对制备高性能烧结 Nd-Fe-B 起着至关重要的作用。由速凝技术制出的速凝片通过氢爆方法制成粗粉。这种方法不仅对防止氧化有益，而且大大提高了气流磨的效率。

制粉通常采用球磨或气流磨，应在保护性介质中进行。制成的粉末应为单晶体，尺寸均匀，呈球形，表面光滑缺陷少。Sm-Co粉末尺寸平均为 5 ~ 10 μm，Nd-Fe-B粉末尺寸约为 3 ~ 5 μm。

为制造各向异性磁体，在 1 200 kA/m ~ 2 400 kA/m（15 kOe ~ 30 kOe）的磁场中使 C 轴沿磁场方向取向，然后以 200 ~ 500 MPa 的压力压制。压制方式主要有压力与磁场方向平行的平行模压，与磁场方向垂直的垂直模压及取向后进行等静压。从减少破坏取向度$\left(A=\frac{J_r}{J_s}\right)$的角度看，垂直模压效果优于平行模压，而采用磁场取向后等静压的效果更佳。

烧结是实现磁体致密化的重要手段。通常压坯相对密度 ρ 仅为 60% ~ 70%，烧结后 $d \geqslant 95\%$。稀土永磁体的理论磁能积可表示为：

$$(BH)_m=\frac{1}{4}d^2A^2J_s^2 \qquad (11.4\text{-}6)$$

可见 d 值增加将大大改善磁性能。此外还可提高磁体的机械强度。

烧结及热处理需在氩气的保护下进行，它们的工艺参数根据合金的类型及具体条件而定。烧结后的热处理将明显改善磁体的矫顽力，从而使 $(BH)_m$ 有相应的提高。

必须指出，在磁体整个制作过程中，尽量减少合金的氧化是获得高性能磁体的一个控制性因素。目前为制作高性能烧结稀土永磁体采用了诸如湿法成形、在惰性气氛下制备、添加有机防护介质之类防止氧化的"低氧"工艺来实现。

表 11.4-18 列举了几种典型稀土永磁产品的磁性能并给出了磁感及矫顽力温度系数。其数据取自国标 GB/T 4180—2000 和 GB/T 13560—2000。

表 11.4-18　几种典型烧结稀土永磁材料的磁性能（摘自 GB/T 4180—2000、GB/T 13560—2000）

材料		B_r	$_BH_c$	$_JH_c$	$(BH)_{max}$	密度 d	磁感温度系数 α_B	矫顽力温度系数 α_{H_c}
		T	kA·m⁻¹	kA·m⁻¹	kJ·m⁻³	g·cm⁻³	10⁻²K⁻¹	10⁻²K⁻¹
Ce（Co，Cu，Fe）$_5$	XGS80/36	≥0.60	≥320	≥360	65 ~ 90	7.8	-0.09	—
MMCo$_5$	XGS100/80	≥0.65	≥500	≥800	80 ~ 120	—	—	—
SmCo$_5$	XGS135/96	≥0.77	≥590	≥960	120 ~ 150	8.2	-0.05	-0.3
（Sm，Pr）Co$_5$	XGS165/80	≥0.90	≥640	≥800	150 ~ 180	8.2	-0.03	-0.3
SmCo$_5$ 或（Sm，Pr）Co$_5$	XGS135/120	≥0.77	≥590	≥1 200	120 ~ 150	8.2	-0.05	-0.3
	XGS135/160	≥0.77	≥590	≥1 600	120 ~ 150			
	XGS165/120	≥0.88	≥640	≥1 200	150 ~ 180			
	XGS165/145	≥0.88	≥640	≥1 450	150 ~ 180			
Sm$_2$（Co，Cu，Fe，Zr）$_{17}$	XGS180/50	≥0.95	≥440	≥500	165 ~ 195	8.4	-0.03	-0.3
	XGS185/170	≥0.97	≥630	≥700	170 ~ 200			
	XGS195/40	≥0.98	≥380	≥400	180 ~ 210			
	XGS195/90	≥1.00	≥680	≥900	180 ~ 210			
	XGS205/45	≥1.00	≥420	≥450	190 ~ 220			
	XGS205/70	≥1.05	≥560	≥700	190 ~ 220			
	XGS235/45	≥1.07	≥440	≥450	220 ~ 250			
	XGS205/120	≥1.00	≥650	≥1 200	190 ~ 220			
	XGS205/160	≥1.00	≥650	≥1 600	190 ~ 220			
Nd-Fe-B	NdFeB 380/80	≥1.38	≥677	≥800	366 ~ 398	7.45	-0.12	-0.6
	NdFeB 350/96	≥1.33	≥756	≥960	335 ~ 366			
	NdFeB 320/96	≥1.27	≥876	≥960	302 ~ 335			
	NdFeB 300/96	≥1.23	≥860	≥960	287 ~ 320①			
	NdFeB 280/96	≥1.18	≥860	≥960	263 ~ 295			
	NdFeB 260/96	≥1.14	≥836	≥960	247 ~ 279			
	NdFeB 240/96	≥1.08	≥796	≥960	223 ~ 255			
	NdFeB 320/110	≥1.27	≥910	≥1 100	302 ~ 335			
	NdFeB 300/110	≥1.23	≥876	≥1 100	287 ~ 320			



续表 11.4-18

材　　料		Br	$_BH_c$	$_JH_c$	$(BH)_{max}$	密度 d	磁感温度系数 α_B	矫顽力温度系数 α_{H_c}
		T	$kA\cdot m^{-1}$	$kA\cdot m^{-1}$	$kJ\cdot m^{-3}$	$g\cdot cm^{-3}$	$10^{-2}K^{-1}$	$10^{-2}K^{-1}$
Nd-Fe-B	NdFeB 280/110	≥1.18	≥860	≥1 100	263 ~ 295	7.45	-0.12	-0.6
	NdFeB 300/135	≥1.23	≥890	≥1 350	287 ~ 318①			
	NdFeB 280/135	≥1.18	≥876	≥1 350	263 ~ 295			
	NdFeB 260/135	≥1.14	≥844	≥1 350	247 ~ 279			
	NdFeB 240/135	≥1.08	≥812	≥1 350	223 ~ 255			
	NdFeB 280/160	≥1.18	≥876	≥1 600	263 ~ 295			
	NdFeB 260/160	≥1.14	≥836	≥1 600	247 ~ 279			
	NdFeB 240/160	≥1.08	≥796	≥1 600	223 ~ 235			
	NdFeB 220/160	≥1.05	≥756	≥1 600	207 ~ 239			
	NdFeB 240/200	≥1.08	≥756	≥2 000	223 ~ 255			
	NdFeB 220/200	≥1.05	≥756	≥2 000	207 ~ 239			
	NdFeB 210/200	≥1.02	≥732	≥2 000	191 ~ 223			
	NdFeB 240/240	≥1.08	≥756	≥2 400	223 ~ 255			
	NdFeB 220/240	≥1.06	≥756	≥2 400	207 ~ 239			

① 此处数据不太一致，但国标 GB/T 13560—2000 原文如此。

4.2.2 1:5 型稀土钴永磁材料

这类材料可分为单相的 RCo_5 磁体，例如 $SmCo_5$、$PrCo_5$、$(SmPr)Co_5$、$MMCo_5$、(SmMM) Co_5、(SmHR)Co_5 及多相的沉淀硬化 R(CoCuFe)$_5$ 和 Ce(CoCuFe)$_5$。下面简要介绍其中几种主要的工业用材料。

(1) $SmCo_5$ 永磁材料

在 RCo_5 型磁体中，$SmCo_5$ 化合物具有最高的磁晶各向异性（表 11.4-17），很高的饱和磁极化强度（J_s = 1.14 T）和居里温度（T_c = 740℃）。因此，在开发 RCo_5 磁体时成为最富竞争力的首选材料。1969 年Das采用单一合金粉末固相烧结技术制成了（BH)$_m$ = 127.4 ~ 159.2 kJ/m^3（16 ~ 20 MGOe）的 $SmCo_5$ 磁体。随后，1970 年Benz和Mertin采用基相合金（$SmCo_5$）和烧结剂（质量分数为60%Sm + 40%Co）混合粉末的液相烧结法制备了性能相近的同类磁体，解决了磁体制作工艺上的关键难题，为工业生产烧结磁体开辟了道路。

一系列的工作表明，无论固相烧结，还是液相烧结，合金磁体中的含钐量必须是超化学计量的。图 11.4-25 示出了在扣除氧消耗的那部分钐后，烧结磁体的钐含量和磁性能的关系。可以看到，当钐从亚化学计量成分改变到超化学计量成分时，磁能积和矫顽力都明显增加。当 Sm 含量控制在 $SmCo_5$ 与 Sm_2Co_7 边界（16.8%（摩尔分数）Sm）时出现矫顽力和磁能积的峰值。

烧结温度对磁性能的影响示于图 11.4-26。通常在烧结温度下保温 1 h 后，要进行后烧热处理（图 11.4-27）。即以缓慢的速度 v_1 冷至后烧温度 $T_后$（850 ~ 900℃）并保温一定时间 $\tau_后$（≥1 h），然后以 v_2 的冷速快冷到室温。

后烧热处理对 B_r 的影响不大，对矫顽力则产生重大影响，从而使（BH)$_m$ 发生一定的改变。表 11.4-19 给出了某些后烧热处理参数对成分（质量分数）为37.2%Sm，62.8%合金磁性能的影响。可见，这种合金在 1 120℃烧结 1 h，以 0.7℃/min 的速度冷却至 900℃，保温 10 h，然后以 150℃/min 的速度冷却至室温的处理后获得了较好的性能。在实验室中采用类似的工艺曾制取烧结型高性能$SmCo_5$磁体，B_r = 1.0 T（10.0 kGs），

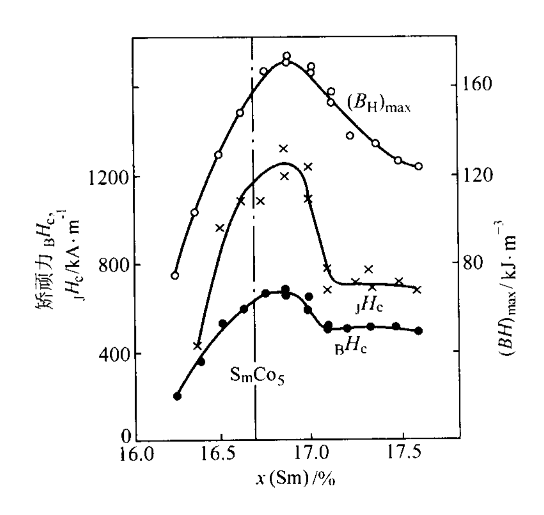


图 11.4-25 $SmCo_5$磁体的钐含量与磁性能的关系

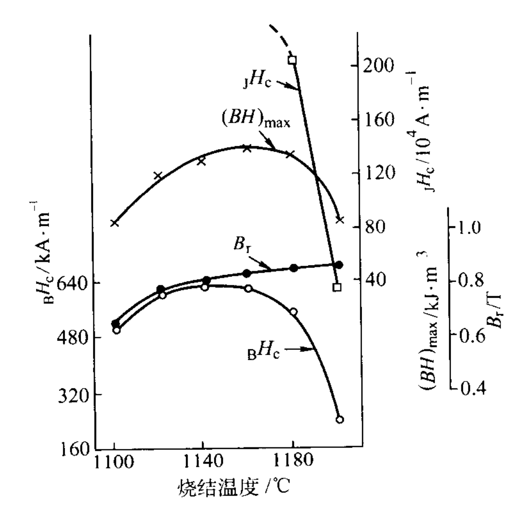


图 11.4-26 烧结温度对$SmCo_5$合金磁性能的影响



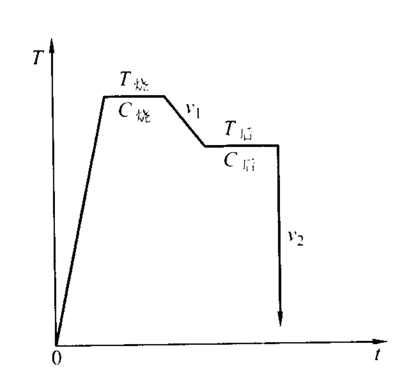


图 11.4-27 $SmCo_5$ 合金烧结与热处理工艺示意图

$_JH_c$ = 3 024.8 kA/m（38.0 kOe），$(BH)_m$ = 195.8 kJ/m³（24.6 MGOe）。

应当指出，$SmCo_5$ 磁体在 750℃左右回火或缓冷导致矫顽力大幅度降低，这就说明了在 $T_后$ 保温后快冷的原因。对“750℃回火的效应”尚无一致看法。较为普遍的看法是 $SmCo_5$ 产生了共析分解。另外还有形成第二相，产生 Spinodal 分解及形成不均匀固溶体等解释。总之可以认为，在 750℃附近的回火或缓冷使 $SmCo_5$ 合金中产生某些磁晶各向异性较低的相或区域，从而引起矫顽力的降低。

大量的实验结果表明，$SmCo_5$ 的矫顽力无法用单畴理论加以解释，而认为是由反向畴的形核和局部的畴壁钉扎所控制。大多数人的看法是，反向畴的形核与长大是控制这种磁体矫顽力的决定性因素。

表 11.4-19 烧结及热处理工艺参数对 $SmCo_5$ 磁性能的影响

合金成分（质量分数）/%		烧结和热处理工艺	磁性能							
			B_r		$_BH_c$		$_JH_c$		$(BH)_m$	
Sm	Co		T	kG	kA·m⁻¹	kOe	kA·m⁻¹	kOe	kJ·m⁻³	MGOe
37.2	62.8	1 120℃×1 h，以 150℃/min 的速度冷至室温	0.94	9.4	374.1	4.7	636.8	8	91.5	11.5
37.2	62.8	1 120℃×1 h，以 0.7℃/min 的速度冷至 900℃，以 150℃/min 的速度冷至室温	0.93	9.3	557.2	7.0	1 273.6	16	127.4	16.0
37.2	62.8	1 120℃×1 h，以 0.7℃/min 的速度冷至 900℃，处理 10 h，以 150℃/min 的速度冷至室温	0.95	9.5	636.8	8.0	1 592	20	163.2	20.5
37.2	62.8	1 120℃，1h，以 0.7℃/min 的速度冷至 900℃，以 50℃/min 的速度冷至室温	0.96	9.6	533.3	6.7	1 194	15	123.4	15.5
37.2	62.8	1 120℃，1 h，以 3℃/min 的速度冷至 900℃，以 150℃/min 的速度冷至室温	0.94	9.4	517.4	6.5	1 114.4	14	119.4	15.0

（2）(Sm，Pr) Co_5 永磁材料

PrCo5 的 J_s 为 1.25 T（$4\pi M_5$ = 12.5 kGs），在 RCo_5 化合物中是最高的，另外其储量亦颇丰。但因制作工艺条件要求苛刻而未能在工业上生产和应用。用镨取代部分钐有可能制成既具有高矫顽力，而且 B_r 和 $(BH)_m$ 也优于 $SmCo_5$ 的 $(Sm_{1-x}Pr_x)$ Co_5 磁体。

实验表明，为获得优异的永磁性能，磁体中钐、镨的比例通常控制在 x = 0.5 ~ 0.76 的范围。对基相成分为 $(Sm_{0.5}Pr_{0.5})Co_5$、烧结剂为 60% Sm，40% Co 的烧结磁体的研究表明，当混合成分（质量分数）为 Sm + Pr 等于 37%，钴的质量分数为 63%时获得了最佳磁性能（图 11.4-28）。利用等静压和液相烧结技术制备的$(Sm_{0.5}Pr_{0.5})Co_5$ 磁体，$(BH)_m$ 可达 199 kJ/m³（25 MGOe）。

获得高性能(Sm，Pr)Co_5 烧结磁体的烧结温度控制范围一般比 $SmCo_5$ 要窄，镨含量越高，这种倾向越明显。图 11.4-29 示出了烧结温度对成分（质量分数）为 21.3% Pr，15.8% Sm，62.9% Co 的(Sm，Pr)Co_5 合金退磁曲线的影响。当烧结温度稍有变动时，退磁曲线便出现很大的变化。当在 1 120℃烧结 1 h 时，B_r = 1.026 T（10.26 kG），$_BH_c$ = 806.3 kA/m（10.13 kOe），$_JH_c$ = 1 353.2 kA/m（17.0 kOe），$(BH)_m$ = 207 kJ/m³（26 MGOe），而在 1 104℃烧结 1 h，磁体的上述 4 个参数则低得多。

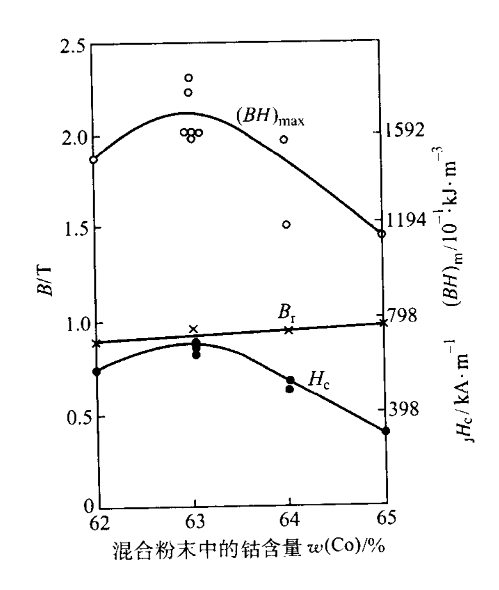


图 11.4-28 混合粉末中的钴含量对$(Sm_{0.5}Pr_{0.5})Co_5$ 合金磁性能的影响

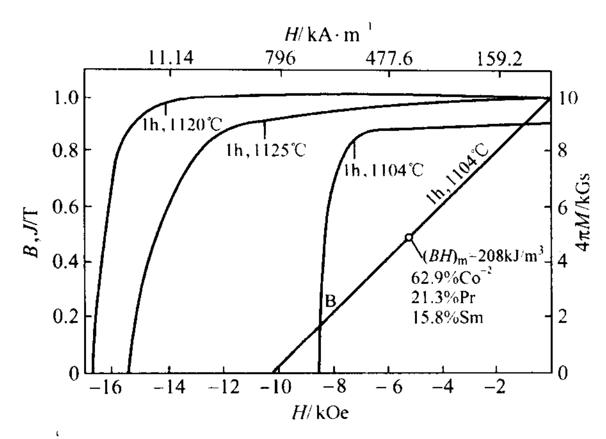


图 11.4-29　烧结温度对成分（质量分数）为 21.3%Pr，15.8%Sm，62.9%Co 的(Sm，Pr)Co_5 合金退磁曲线的影响

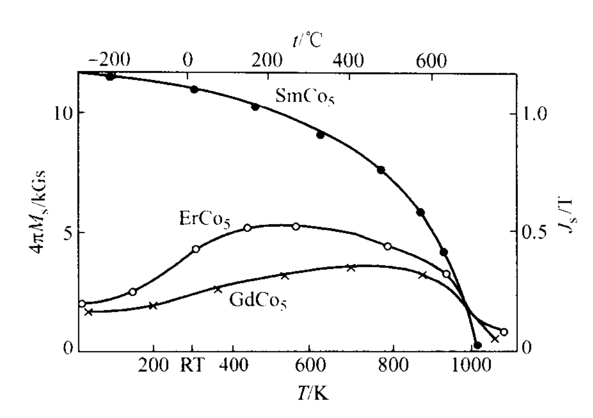


图 11.4-30　RCo_5 化合物（R = Sm，Er，Ga）的饱和磁化强度随温度的变化

（3）（Sm，HR）Co_5 永磁材料

$SmCo_5$ 磁体的磁感温度系数 $\alpha_{B\,20\sim100℃}=-0.04\%/℃$，完全可满足一般的使用要求。但在某些特殊应用领域，则要求使用温度系数更低的磁体。图 11.4-30 示出了某些 RCo_5 合金磁化强度随温度的变化。$LRCo_5$ 具有负的温度系数，$HRCo_5$ 在一定温度范围具有正的温度系数，因此两者具有一定的温度补偿作用，用部分 HR 取代钐可制成低温度系数的(Sm，HR)Co_5 磁体。但以牺牲某些磁性为代价。

制备具有低温度系数的((Sm，HR)Co_5 磁体时，选择哪种重稀土元素取代钐，是用单一重稀土元素取代钐还是用两种以上的重稀土元素取代钐以及取代量的多少，需要根据具体要求而定。因为不同的 $HRCo_5$ 化合物保持正温度系数的上限不同，不同温度下磁化强度的变化率各异，有时还要考虑给矫顽力带来的影响。一般常以钆取代部分钐来制作(Sm，Gd)Co_5 磁体。其可能的原因是 $GdCo_5$ 具有正温度系数的温度上限较高，磁晶各向异性大以及 Gd 相对便宜一些。

在研究工作中使用不同的元素制备了多种(Sm，HR）Co_5 磁体，现将部分结果示于表 11.4-20 中。

表 11.4-20　某些(Sm，HR)Co_5 磁体的磁性能和温度系数 α_B

稀土含量	温度范围 /℃	α_B /$10^{-2}K^{-1}$	B_r		${}_BH_c$		${}_JH_c$		$(BH)_m$	
			T	kGs	kA·m⁻¹	kOe	kA·m⁻¹	kOe	kJ·m⁻³	MGOe
0.24Gd	-40～100	0.018	0.725	7.25	565.2	7.10	>1 990	>25.0	102.7	12.9
0.40Gd	-40～100	-0.004	0.63	6.30	501.5	6.30	>1 990	>25.0	78.8	9.9
0.2Gd	77～127	-0.000 3	0.805	8.05	477.6	6.00	—	—	104.3	13.1
0.2Dy	77～127	-0.000 3	0.805	8.05	477.6	6.00	—	—	104.3	13.1
0.40Er	20～50	～0.000	0.71	7.10	469.6	5.90	—	—	87.6	11.0
0.10Ho	-40～100	-0.026	0.773	7.73	594.6	7.47	>1 990	>25.0	117.0	14.7
0.20Ho	-40～100	～0.000	0.712	7.12	546.9	6.87	>1 990	>25.0	98.7	12.4

（4）Ce（Co，Cu，Fe）$_5$ 永磁材料

这种磁体的出现始于 1968 年 Nesbjtt 的工作，他发现 R（Co，Cu）$_5$ 可用沉淀硬化获得高矫顽力。用铁部分取代钴并适当降低铜含量，在保持 ${}_JH_c$ 的同时还可使磁化强度增加。在此基础上开发出了 Sm（Co，Cu，Fe）$_5$，Ce（Co，Cu，Fe）$_5$ 和 CeSm（Co，Cu，Fe）$_5$。从经济及资源上考虑，只有 Ce（Co，Cu，Fe）$_5$ 发展成了工业材料。

Ce（Co，Cu，Fe）$_5$ 合金中 Ce/(Co + Cu + Fe）通常在 5～5.6 之间变动，铁含量约为 0.5～0.7。图 11.4-31 示出了铜含量对 $CeCo_{4.5-x}Cu_xFe_{0.5}$ 合金磁性能的影响。不难发现，随着铜含量的增加，矫顽力明显增高，而 B_r 却有一定程度的下降，$(BH)_m$ 在 $x = 0.9$ 附近出现峰值。

这种材料可用烧结法制备，在 1 100℃烧结后快冷至室温。铸造材料也需经 1 100℃左右淬火。但两者都需经 400℃左右的温度回火以提高矫顽力。图 11.4-32 示出了热处理对 Ce（Co，Cu，Fe）$_5$ 合金磁性能的影响。在 1 000～1 100℃淬火后，${}_JH_c$ 仅为 119.4 kA/m（1.5 kOe）。而经 400℃回火4 h可提高到 716.4 kA/m（9.0 kOe）。透射电子显微镜实验表明，这种合金是通过第二相沉淀（Ce_2Cu_7）而具有硬磁性的，畴

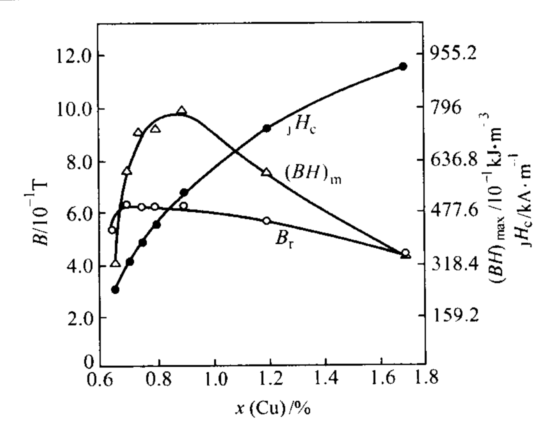


图 11.4-31　Cu 含量 x（Cu）对 $CeCo_{4.5-x}Cu_xFe_{0.5}$ 磁性能的影响

壁钉扎在沉淀区是产生矫顽力最可能的机制。

4.2.3　2:17 型稀土钴永磁材料

Sm_2Co_{17} 化合物 J_s = 1.25 T（12.5 kGs），T_c = 926℃，而且具有易 C 轴，在 R_2Co_{17} 中是唯一有可能发展成理想永磁体的材料。用铁部分取代钴可使其饱和值进一步提高。在此基础



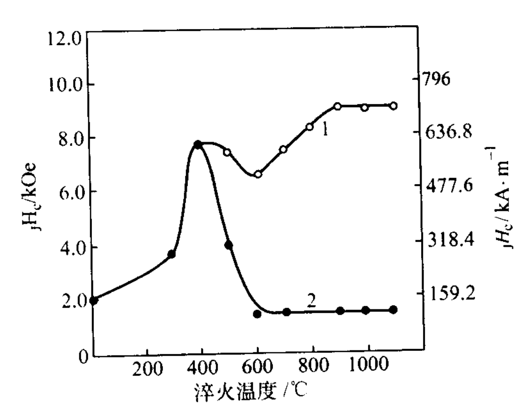


图 11.4-32 热处理对铸态 $CeCo_{3.5}Cu_{1.0}Fe_{0.5}$ 合金 $_JH_c$ 的影响

1—淬火 + 400 回火 4 h；2—淬火态

上，通过添加其他金属终于获得了高性能的 2:17 型磁体。其一是在 $Sm_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$ 中加入锰和铬而制成了单相的 2:17 型磁体，当成分为 $Sm(Co_{0.8}Fe_{0.14}Mn_{0.04}Cr_{0.02})_{17}$ 时，合金磁体的磁性能为 $B_r = 1.10$ T (11.0 kGs)，$_JH_c = 579$ kA/m (7.5 kOe)，$(BH)_m = 238.8$ kJ/m^3 (30 MGOe)。然而这种材料温度特性差，制作工艺难于控制，因而未能获得工业应用。其二是在 $Sm_2(Co_{1-x}Fe_x)_{17}$ 中加入铜或铜和其他金属 M (M = Zr，Ti，Hf，Ni) 而制成 $Sm_2(Co, Cu, Fe, M)_{17}$ 沉淀硬化型 2:17 永磁体。1977 年 Ojima 等人首先通过加入锆而使 $Sm_2(Co, Cu, Fe, M)_{17}$ 磁体的性能大大改善。1981 年 Mishra 等人在成分为 $Sm(Co_{0.65}Fe_{0.28}Cu_{0.05}Zr_{0.02})_{7.67}$ 的合金中获得了 $B_r = 1.2$ T (12 kGs)，$_JH_c = 1\,034.8$ kA/m，$(BH)_m = 262.7$ kJ/m^3 (33 MGOe) 的磁性能。鉴于含锆磁体磁性能高，温度稳定性极好，可通过调整锆及其他元素含量制取低矫顽力、高矫顽力、超高矫顽力磁体，最近又制备出了高温 (约 500℃) 用永磁体，故得到工业上广泛应用。

(1) Sm - Co - Cu - Fe - Zr 系 2:17 型永磁材料

这种合金一般可表示为 $Sm(Co_{1-u-v-w}Cu_uFe_vZr_w)_z$，其中 z 表示 (Co + Cu + Fe + Zr) 与 Sm 的原子数之比，处于 7.0~8.3 之间，$u = 0.05 \sim 0.08$，$v = 0.15 \sim 0.30$，$w = 0.01 \sim 0.03$。

在诸多合金元素中，锆是一个关键性的添加元素。它对合金性能及合金中各组元的含量有重要影响。图 11.4-33 示出了锆含量对成分为 25.5Sm-Co-6Cu-15Fe 磁体 $_JH_c$ 及 $H_k/_JH_c$ 的影响。在一定的锆含量范围内，随锆含量的增加矫顽力明显增加。退磁曲线的方形度 $H_k/_JH_c$ 也有重大改善。同时，为了获得高矫顽力，高磁能积的 2:17 型磁体，在添加锆后还必须对其他成分进行调整。在提高锆含量时应适当降低钐含量和降低铜含量，提高铁含量。图 11.4-34 示出了锆含量

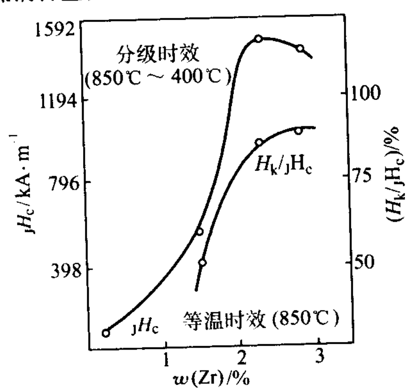


图 11.4-33 成分为 25.5Sm-Co-6Cu-15Fe-Zr 合金的 $_JH_c$，$H_k/_JH_c$ 与锆含量的关系

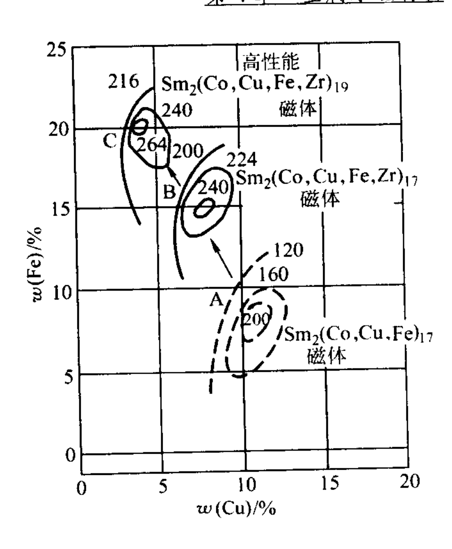


图 11.4-34 2:17 型永磁体的 $(BH)_m$ 与 Cu、Fe 含量的关系

A—26.5Sm-Co-Cu-Fe 合金；B—25.5Sm-Co-Cu-Fe-1.5Zr 合金；C—25.5Sm-Co-Cu-Fe-2.0Zr 合金

不同时 $(BH)_m$ 与铜、铁含量的关系。可见，随锆含量的增加，合金成分只有向高铁低铜方向偏移才有可能获得更高的 $(BH)_m$ 的 2:17 型永磁体。

含 Zr 的 2:17 型永磁体烧结后的热处理比较复杂，现将 $Sm(Co, Cu, Fe, Zr)_z$ ($z = 7.0 \sim 8.5$) 合金的烧结与热处理工艺示于图 11.4-35，图中下半部还示出了合金的磁滞回线在热处理过程中的变化。

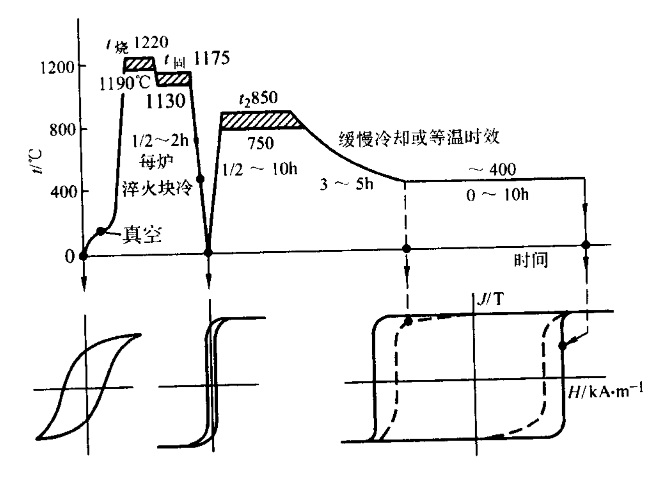


图 11.4-35 $Sm(Co、Cu、Fe、Zr)_z$ ($z = 7.0 \sim 8.5$) 合金的烧结及热处理工艺示意图

合金的烧结温度 $t_烧$ 一般介于 1 190～1 220℃之间，烧结时间约为 1～2 h。通常采用固相烧结，也可采用加入液相添加剂的液相烧结。

固溶处理温度 $t_固$ 一般介于 1 130～1 175℃之间，固溶时间约为 0.5～10 h。固溶处理的目的是要得到均匀一致的单相固溶体。据报道，在 Sm-Co 系中加入铜和铁后，在高温下 2:17 相区向富钐侧扩张，在较高铜较低铁时 2:17 相区内存在三种晶体结构，即 Th_2Ni_{17}，$TbCu_7$ 和 Th_2Zn_{17}。一般在富钐的高温区存在 $TbCu_7$ 结构。只有在此相区固溶处理才能获得高矫顽力。在加入锆后该区向高铁低铜方向移动。图 11.4-36 示出了 Sm-Co-22%Fe-7%Cu-2%Zr (摩尔分数) 合金的纵截面相图。锆的加入使 2:17 相区向富钐和富钴两侧扩张，同时在 1 000℃以上出现 Th_2Ni_{17} 型结构区，Th_2Ni_{17} + $TbCu_7$ 型

结构区及 $TbCu_7$ 型结构区。含 11.0% ~ 13.0%（摩尔分数）Sm 的合金经适当的固溶处理可获得 $TbCu_7$ 型结构。

正如图 11.4-35 所示，固溶处理后合金需快冷或淬火。然后进行等温时效，时效温度 t_a 一般为 750 ~ 850℃，时间随锆含量而异，锆含量越高所需时间越长。

等温时效后可采用控速冷却或分级时效的热处理。图 11.4-37 示出了等温时效和分级时效对成分为 25.5Sm-Co-6Cu-15Fe-Zr（质量分数）合金矫顽力的影响。可见等温时效后的分级时效对提高合金矫顽力起着十分重要的作用。

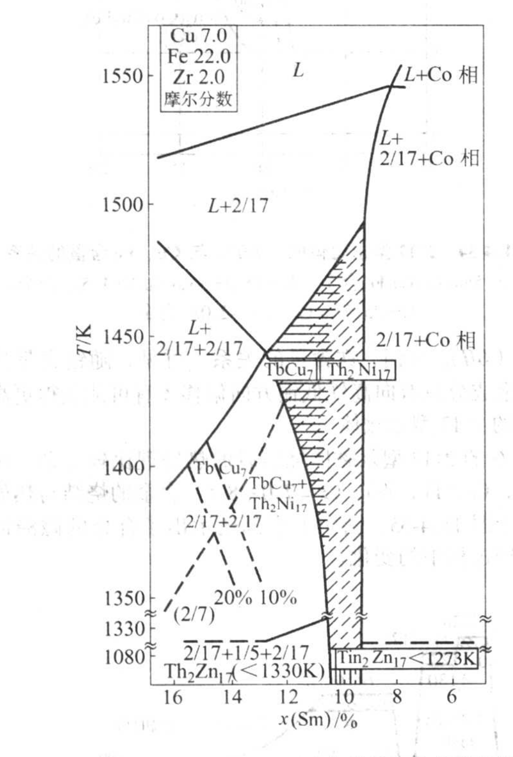


图 11.4-36　Sm-Co-22Fe-7Cu-2Zr（摩尔分数）**合金的纵截面相图**

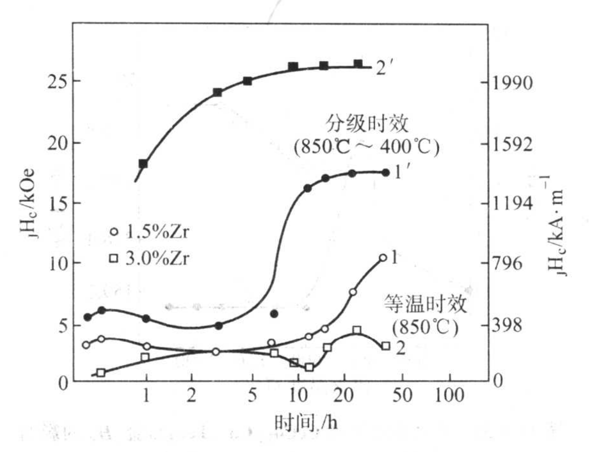
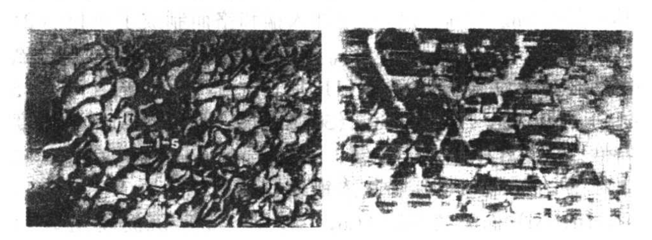


图 11.4-37　时效方式和第一级等温时效时间对 25.5Sm-Co-6Cu-15Fe-Zr（质量分数）**合金矫顽力的影响**



(a) 垂直于磁场方向　　　(b) 平行于磁场方向

图 11.4-38　Sm(Co,Cu,Fe,Zr)合金的透射电镜照片

合金热处理后的透射电镜照片示于图 11.4-38。合金中的主相为 2:17 相，它形成了一种主相被 1:5 相包围的胞状结构。这种结构是在 800℃左右等温时效时形成的，以后的分级时效或控速冷却处理的作用在于扩大两相间的成分差，从而扩大两相的畴壁能差（2:17 相的畴壁能为 3.8 J/m^3，1:5 相为 0.75 J/m^3）。合金的矫顽力由畴壁的钉扎所控制。

(2)（SmHR)(Co,Cu,Fe,Zr)$_z$ 系 2:17 型永磁材料

与低温度系数 1:5 型稀土永磁材料的原理相同，用重稀土 HR 部分取代Sm(Co,Cu,Fe,Zr)$_z$ 合金中的钐可以制备低温度系数的 2:17 型永磁材料，即(SmHR)(Co,Cu,Fe,Zr)$_z$。当然，随着这种取代量的增加，在改善磁感温度系数 α_B 的同时将会导致 B_r 以及 $(BH)_m$ 的下降。

在研制这种材料时所用的重稀土有 Er，Gd，Ho，Gd + Dy，Gd + Er 等。研究表明，对低矫顽力合金而言，似乎用铒部分取代钐的效果较好。而对于高矫顽力合金看来可采用适量的钆或钆和镝来取代。应当指出，由于 2:17 型磁体组成元素较多且有一定的偏差范围，再加上测定 α_B 的温度范围也不尽相同，因此在评价重稀土对该类磁体的磁性能及温度系数的作用时，需要全面地加以分析。表 11.4-21 给出了某些低温度系数 2:17 合金的研究结果，以供参考。

表 11.4-21　某些(Sm,HR)(Co,Cu,Fe,Zr)$_z$ 合金的 α_B 及磁性能

合金成分	平均温度系数 $\alpha_B/10^{-2}K^{-1}$	B_r		$_BH_c$		$_JH_c$		$(BH)_m$	
		T	kGs	kA·m^{-1}	kOe	kA·m^{-1}	kOe	kJ·m^{-3}	MGOe
$Sm_{1.6}Er_{0.4}Co_{10}Cu_{1.5}Fe_{3.2}Zr_{0.2}$	(50 ~ 100℃) -0.006 (-50 ~ 100℃) -0.018	0.99	9.9	—	—	461.6	5.8	179.8	22.6
$Sm_{1.6}Er_{0.8}Co_{10}Cu_{1.5}Fe_{3.2}Zr_{0.2}$	(50 ~ 100℃) 0.000 (20 ~ 80℃) -0.002	0.94	9.4	—	—	413.9	5.2	143.2	18.0
$Sm_{0.75}Gd_{0.25}$(Co, Cu, Fe, Zr)$_{7.4}$	(25 ~ 100℃) -0.008 (25 ~ 200℃) -0.019	0.92 ~ 0.98	9.2 ~ 9.8	68 ~ 720	8.6 ~ 9.1	1 200 ~ 1 360	15.2 ~ 17.1	161 ~ 175	20.3 ~ 22.3



续表 11.4-21

合金成分	平均温度系数 $\alpha_B/10^{-2}K^{-1}$	B_r		$_BH_c$		$_JH_c$		$(BH)_m$	
		T	Gs	$kA\cdot m^{-1}$	kOe	$kA\cdot m^{-1}$	kOe	$kJ\cdot m^{-3}$	MGOe
$Sm_{0.6}Gd_{0.4}$ (Co, Cu, Fe, Zr)$_{7.4}$	(25~100℃) -0.005 (25~200℃) -0.013	0.85~0.87	8.5~8.7	600~635	7.6~8.0	1 580	20.0	135~143	17.0~19.0
$Sm_{0.8}Gd_{0.125}Dy_{0.075}(Co_{0.68}Fe_{0.21}Cu_{0.08}Zr_{0.03})_{7.22}$	(20~200℃) -0.026	0.94	9.4	724.4	9.1	2 109.4	26.5	171.9	21.6
$Sm_{0.6}Gd_{0.25}Dy_{0.015}(Co_{0.68}Fe_{0.21}Cu_{0.08}Zr_{0.03})_{7.22}$	(20~200℃) -0.009 8	0.91	9.1	672.6	8.5	1 834.8	20.1	155.2	19.5

4.2.4 稀土-铁-硼永磁材料

1983年，Sagawa 和 Croat 等人分别用烧结法和快淬法成功地制成了 Nd-Fe-B 磁体，由于这种磁体不含昂贵的金属钴，而且具有创记录的永磁性能，因此很快地投入了工业生产，成为极重要的永磁材料。但是为了生产各向异性磁体，快淬材料必须经过热变形，因此各向异性 Nd-Fe-B 主要还是靠粉末冶金工艺制备的烧结永磁磁体。为了提高矫顽力，改善温度稳定性，人们通过合金化的方法制备了成分各异的多种磁体，主要有 Nd-Fe-Co-B、Nd-Fe-Al-B、Nd-Fe-Nb-B、Nd-Fe-Ga-B、(Nd，Dy) -Fe-B、(Nd，Dy) -Fe-Al-B、(Nd，Dy) -Fe-Co-B、(Nd，Dy) -Fe-Co-Nd-B、(Nd，Dy) -Fe-Co-Ga-B 等。另外，为了充分利用稀土资源，降低原材料成本，也制备了 Pr-Fe-B、Di (富 Pr，Nd 混合稀土) -Fe-B、(Nd，MM) -Fe-B、MM-Fe-B 等永磁材料，下面简要介绍得到广泛应用的稀土-铁-硼系永磁材料。为了叙述方便，将其分为以 Nd-Fe-B 为基的永磁材料和以 (Nd，Dy) -Fe-B 为基的永磁材料。

(1) 以 Nd-Fe-B 为基的永磁材料

三元 Nd-Fe-B 永磁材料的成分与 $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物的成分有所不同。实验结果表明，以成分为 $Nd_2Fe_{14}B$ 化学计量成分制成的永磁体，其永磁性能相当低，只有永磁体中硼，特别是钕的含量高于 $Nd_2Fe_{14}B$ 时，才能获得良好的永磁性能。图 11.4-39 示出了钕含量对 $Nd_xFe_{92-x}B_8$ 烧结永磁材料 B_r 和 $_JH_C$ 的影响。可以看出，当钕含量 x (Nd) 在 14%~15% 时，B_r 出现峰值。钕含量过高，形成过多的非磁性的富钕相；钕含量过低，则富钕相太少，使烧结时磁体收缩量少，都会导致 B_r 值不高。另外，随钕含量增加，矫顽力增加，特别是在低钕侧矫顽力增加十分显著。矫顽力随钕含量的增加而提高的现象，可由此时有足够数量的富钕相沿 $Nd_2Fe_{14}B$ 晶界分布来解释。由此看来，合金的矫顽力可以通过调整钕含量来加以控制。

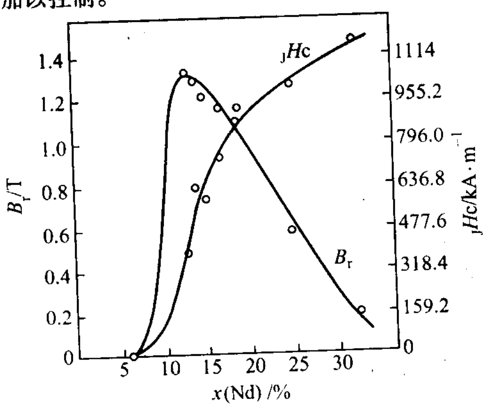


图 11.4-39 $Nd_xFe_{92-x}B_8$ 的磁性能与钕含量的关系

硼含量与 $Nd_{15}Fe_{85-x}B_x$ 合金 $_JH_C$，B_r 的关系示于图 11.4-40。当硼含量 x (B) 小于 5% 时，$_JH_C$ 和 B_r 值都很低，这主要是因为合金中出现了易基面的 Nd_2Fe_{17} 相。随硼含量的增加，$_JH_C$ 和 B_r 急剧增加。当硼含量 x (B) 在 6%~8% 时，B_r 出现峰值。硼含量 x (B) 超过 8%，B_r 大幅度下降，而 $_JH_C$ 虽有增加却不明显。

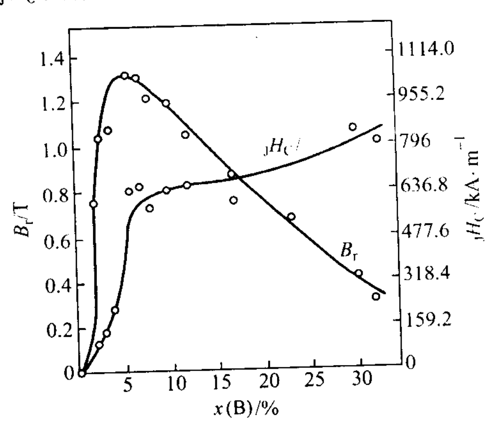


图 11.4-40 $Nd_{15}Fe_{85-x}B_x$ 合金的磁性能与硼含量的关系

由此看来，三元 Nd-Fe-B 合金的磁性能与硼和钕的含量密切相关。为了使合金具有高的矫顽力，在硼含量保持在略高于 $Nd_2Fe_{14}B$ 相的 B 含量时可通过适当提高钕含量来达到。但为了获得高的磁能积，则需要在保证获得一定矫顽力的同时使合金具有高的剩磁。这样在成分上则需要尽可能使硼和钕的含量接近 $Nd_2Fe_{14}B$，也就是说使其具有尽可能高的铁含量。当然，这就要求在制作过程中要减少氧化，例如采用低氧工艺。

图 11.4-41 为 R-Fe-B 系合金的烧结与热处理工艺示意图。图中 (a) 表示烧结后采用一级回火，(b) 表示烧结后采用二级回火，$t_{烧}$，$\tau_{烧}$，t_1，τ_1，t_2，τ_2 分别表示烧结温度与时间，第一级回火温度与时间，第二级回火温度与时间。

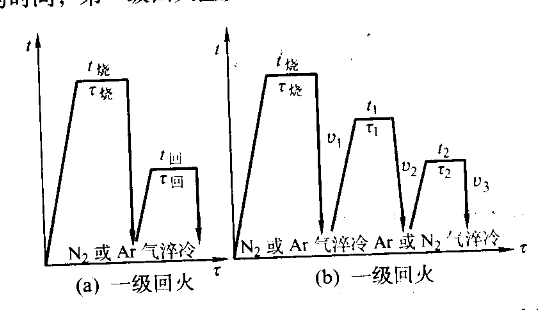


图 11.4-41 R-Fe-B 系永磁合金的烧结与热处理工艺示意图



v_1，v_2 分别表示烧结后的冷却速度和第一级回火后的冷却速度。

一般说来，Nd-Fe-B 合金的矫顽力随晶粒尺寸的减小而增加。除原始粉末尺寸外，烧结温度越高，晶粒尺寸就越大，矫顽力就越低。但过低的烧结温度将使烧结不充分，从而导致密度不高，B_r 值下降。

采用图 11.4-41a 的工艺，烧结并快冷后磁性能较低，回火后可使$_J H_C$，$(BH)_m$ 获得明显改善。采用图 11.4-41b 的工艺可获得更好的效果。图 11.4-42 示出了不同回火工艺对$_J H_C$ 的影响。从图 11.4-42 可见，经第一级回火温度 t_1（700～1 000℃）处理并以 v_1 = 1.3℃/min 冷却到第二级回火温度 t_2 处理的 Nd（$Fe_{0.9}B_{0.1}$）$_{5.5}$ 合金，其$_J H_C$ 优于烧结后直接在 t_2 回火处理的同一合金（曲线 5）。当然，随 t_1 不同，为获得最佳$_J H_C$ 值 t_2 要有些变动，一般说来，随钕含量增加，t_2 有降低的倾向。

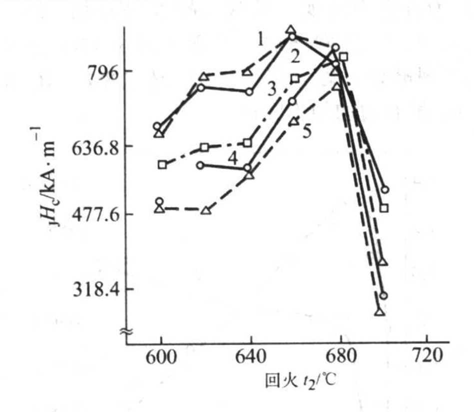


图 11.4-42 Nd（$Fe_{0.9}B_{0.1}$）$_{5.5}$ 合金$_J H_C$ 随回火温度的变化（v_1 = 1.3℃/min）

1—t_1 = 900℃ × 40 min；2—t_1 = 1 000℃ × 40 min；
3—t_1 = 800℃ × 40 min；4—t_1 = 700℃ × 40 min；
5—t_1 = 1 080℃ × 40 min 烧结态

Nd-Fe-B 合金中，用少量合金元素取代铁可提高它的矫顽力。图 11.4-43 示出了铝含量对 Nd_{16}（$Fe_{1-x}Al_x$）$_{76}B_8$ 合金永磁性能的影响。当 x = 0.04 时，$_J H_C$ 可达 1 114.4 kA/m（14 kOe），且 B_r，$(BH)_m$ 下降不多。铝含量过高时，B_r，$(BH)_m$ 明显下降。另外，铌，锆，镓等都是改善合金矫顽力十分有效的元素，同时对 B_r 的影响很小。另外，包括铝在内的这些元素都可不同程度地降低合金的不可逆损失。

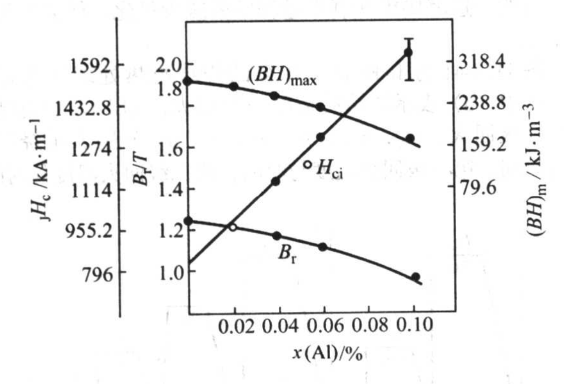
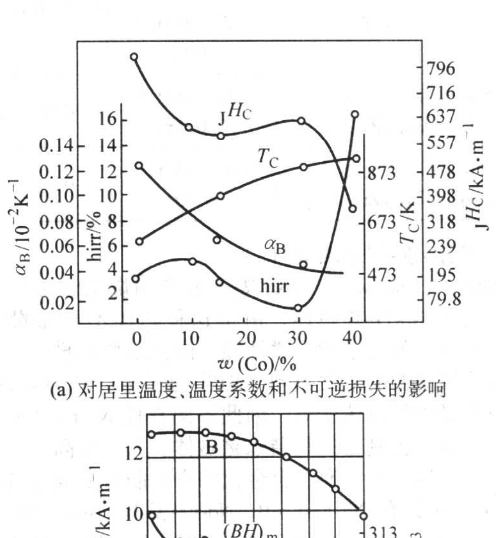


图 11.4-43 铝含量对 Nd（$Fe_{1-x}Al_x$）$_{76}B_8$ 合金永磁性能的影响

用部分钴取代铁可使居里温度提高，磁感温度系数 α 降低。从图 11.4-44 可见，在 x（Co） = 10% 之前，B_r 和 $(BH)_m$ 几乎不降低，但$_J H_C$ 明显下降。添加少量的铝可补偿由于添加钴而引起的$_J H_C$ 降低。从而可以制取综合性能较好的 Nd-Fe-Al-B 永磁材料。

Nd-Fe-B 烧结磁体的显微组织示于图 11.4-45。除 $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物外，还可以看到富钕相和富硼相。其中基体相 $Nd_2Fe_{14}B$ 的晶粒呈多边形；富硼相是以孤立块状或颗粒状存在。富钕相则沿晶界或晶界交隅处分布。



(a) 对居里温度、温度系数和不可逆损失的影响

(b) 对磁性能的影响

图 11.4-44 钴含量对 $Nd_{15.5}Fe_{77-x}Co_xB_{7.5}$ 合金居里温度、温度系数、不可逆损失（hirr）（a）及磁性能（b）的影响

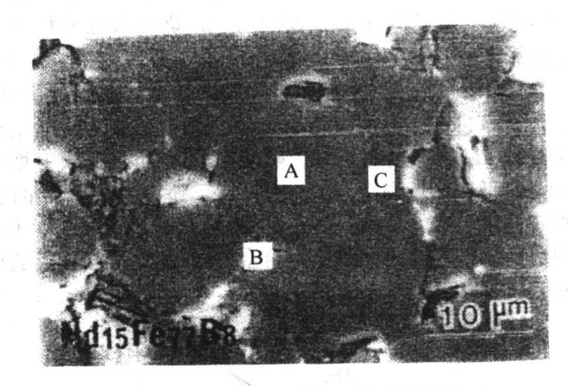


图 11.4-45 Nd-Fe-B 烧结磁体的显微组织

A—$Nd_2Fe_{14}B$；B—富钕相；C—富硼相

对 Nd-Fe-B 永磁材料矫顽力机理的看法尚不完全一致。根据大量的实验结果，多数人更倾向认为，这种烧结磁体的矫顽力是由反向畴壁的形核所控制。$Nd_2Fe_{14}B$ 晶粒表面层、磁体表面晶粒、错取向晶粒等处可能是这类磁体反向畴形核的主要区域。

(2) 以(Nd，Dy)-Fe-B 为基的永磁材料

前面已经指出，$Dy_2Fe_{14}B$ 相和 $Tb_2Fe_{14}B$ 的各向异性场 H_A 远高于 $Nd_2Fe_{14}B$ 相，但是它们的 J_s 却比 $Nd_2Fe_{14}B$ 相低得多。用镝或铽取代部分钕可以提高这种永磁体的矫顽力。尽管采用铽比镝更为有效，但由于铽的价格过于昂贵，除非特



别需要时，通常是用镝部分取代钕来制取具有高矫顽力的（Nd，Dy)-Fe-B 永磁材料。例如 $Nd_{1-x}Dy_x(Fe_{0.92}B_{0.08})_{5.5}$ 合金，当 $x=0.14$ 时，$_JH_C$ 可达 1 663.6 kA/m（20.9 kOe），同时还具有较高的 B_r 和 $(BH)_m$，其数值分别为 1.186 T（11.86 kG）和 267.5 kJ/m³（33.6 MGOe）。镝提高 Nd-Fe-B 合金矫顽力的原因可以从两方面进行考虑。一方面是镝进入了四方相，从而提高了四方相的各向异性场 H_A，另一方面则是镝使晶粒细化，改善了合金的显微组织。

镝加入含钴的 Nd-Fe-Co-B 合金后也可以使矫顽力得到明显的改善。从图 11.4-46 可见，对于成分为 $Nd_{15-x}Dy_xFe_{67}Co_{11}B_7$ 的合金，镝在改善合金矫顽力的同时对 B_r，$(BH)_m$ 也有影响。当镝含量较低时 B_r 和 $(BH)_m$ 变化很小，但镝含量较高时，随着 B_r 的线性降低，$(BH)_m$ 呈明显下降。

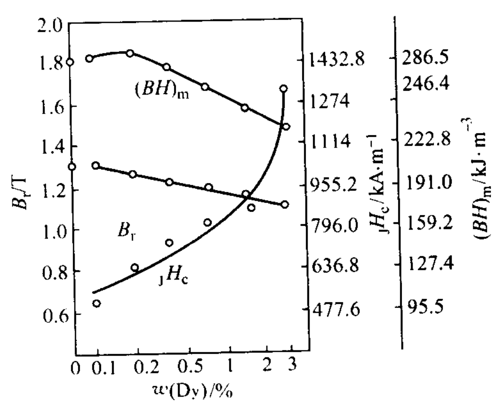


图 11.4-46　镝含量对 $Nd_{15-x}DyFe_xFe_{67}Co_{11}B_7$ 合金磁性能的影响

此外，镝对 Nd-Fe-Co-B 合金的磁感温度系数的降低也有重要作用。例如成分（摩尔分数）为 $Nd_{15.5}Fe_{47}Co_{30}B_{7.5}$ 的合金，20～100℃的磁感温度系数 $\alpha_B\approx-0.05$，用镝部分取代钕，成分（摩尔分数）为 $(Nd_{0.6}Dy_{0.4})_{15.5}Fe_{47}Co_{30}B_{7.5}$ 时，磁感温度系数 $\alpha_B\approx0$。

在用镝部分取代钕改善 Nd-Fe-B，Nd-Fe-Co-B 合金的某些性能时，往往同时用少量的铝、铌或镓取代铁，从而获得更佳的效果。对于成分为 $Nd_{0.8}Dy_{0.2}(Fe_{0.86-x}Co_{0.06}B_{0.08}Nb_x)_{5.5}$ 的合金，当 $x=0$ 时，合金的 $B_r=1.105$ T（101.5 kG），$_BH_C=851.7$ kA/m（10.7 kOe），$_JH_C=1\ 791$ kA/m（22.5 kOe），$(BH)_m=232.4$ kJ/m³（29.2 MGOe），200℃时磁通不可逆损失为 1.6%。而当 $x=0.015$ 时，合金的 B_r，$(BH)_m$ 仍保持较高的水平，分别为 1.085 T（10.85 kG），225.3 kJ/m³（28.3 MGOe），而 $_JH_C$ 可达 1 982.0 kA/m（24.9 kOe），200℃时磁通的不可逆损失时下降到 0.6%。镓含量对 $Nd_{0.8}Dy_{0.2}(Fe_{0.86-x}Co_{0.06}B_{0.08}Ga_x)_{5.5}$ 合金磁性能的影响示于表 11.4-22。添加少量镓在提高合金矫顽力方面比铌更加有效，但在降低磁通不可逆损失方面的效果则不如铌。从表 11.4-22 可见，当 $x=0.015$ 时，合金的磁性能达到 $B_r=1.08$ T（10.8 kG），$_JH_C=2\ 244.7$ kA/m（28.2 kOe），$(BH)_m=223.7$ kJ/m³（28.1 MGOe），200℃时磁通的不可逆损失为 1.2%。这些磁体的稳定性相当好，可望在较高的温度下工作。

应当指出，与 R-Co 永磁材料不同，稀土-铁-硼磁体对锈蚀极为敏感，因此磁体表面防护和涂层至关重要。各磁体厂家针对不同的工作条件、磁体的尺寸、形状及重量，开发了多种涂层工艺。目前采用的主要涂层工艺有：阴极电涂层，包括镀铝、镀锌、镀铝-铬、镀镍等；此外，还增加了氮化钛耐磨损涂层、电泳涂层、树脂喷涂、离子镀等，为了增强涂层防护能力，往往采用多种涂层的复合涂层。

表 11.4-22　镓含量与 $Nd_{0.8}Dy_{0.2}(Fe_{0.86-x}Co_{0.06}B_{0.08}Nb_x)_{5.5}$ 合金磁性能的关系

x	B_r		$_JH_C$		$(BH)_m$		磁通不可逆损失 hirr/%	
	T	kG	kA·m⁻¹	kOe	kJ·m⁻³	MGOe	200℃	220℃
0	1.120	11.20	1 791	22.5	238.8	30.0	1.6	6.4
0.005	1.105	11.05	1 854.7	23.3	234.8	29.5	1.4	2.1
0.010	1.100	11.00	2 085.5	26.2	234.0	29.4	1.3	2.2
0.015	1.080	10.80	2 244.7	28.2	223.7	28.1	1.2	1.8
0.020	1.060	10.60	2 165.1	27.2	215.7	27.1	1.6	2.1

4.3　黏结稀土永磁材料

采用黏结法制备磁体具有尺寸精度高，易于批量生产，能制造复杂形状的产品等优点，因此应用领域不断扩大，品种和数量也得到了稳步的发展。黏结稀土永磁材料是黏结磁体的新品种。它是将稀土永磁粉末与黏结剂混合，经压制成形或注射成形等方法而制成的一种复合永磁体。通常采用的黏结剂有树脂、橡胶、塑料等有机物，有时也采用低熔点的 Sn-Pb 合金或 Zn-Sn 合金。

4.3.1　黏结稀土永磁体的制备工艺

按照成形方式，黏结稀土永磁体可采用压制成形、注射成形、挤压成形、压延成形等方法来制备。其中热固性压制成形和热塑性注射成形是工业上应用最广泛的两种方法。

（1）热固性压制成形磁体的制作工艺

这种方法制备磁体的工艺流程示于图 11.4-47。应说明的是，由粉末制备各向异性磁体，在压制前需进行磁场取向再压制，而制备各向同性磁体无需磁场中取向，直接压制成形。对于 1:5 和 2:17 型 R-Co 系合金，在熔炼后需要进行均匀化处理，随后进行与烧结磁体相近的热处理，然后破碎制粉。但对于 Nd-Fe-B 系合金，在熔炼后采用熔体快淬技术制成薄带，或采用 HDDR 法制成粗粉，然后再制粉。关于其制粉方法在后面将进行简单介绍。

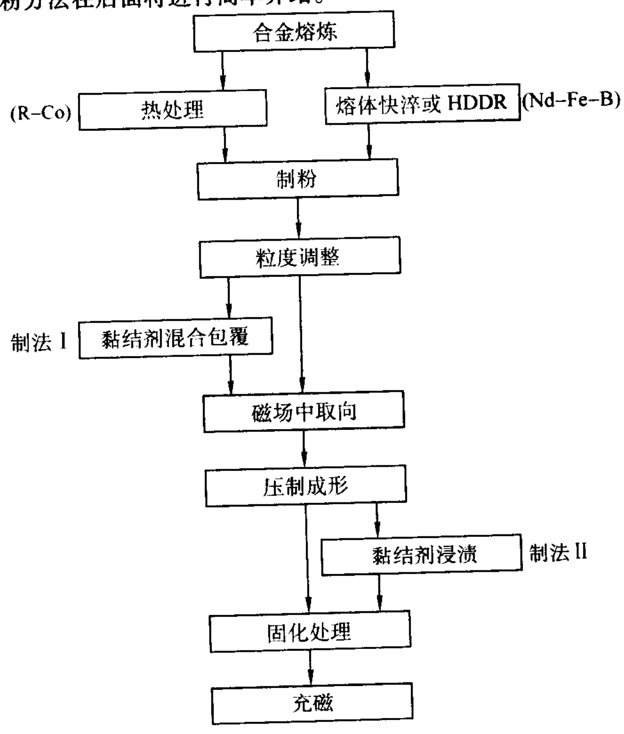


图 11.4-47　热固性压制成形磁体制作工艺流程
各向同性黏结磁体不经过磁场中取向工序



为了获得高的填充密度，粗、中、细粉末的粒度比例要适当。另外，粉末平均尺寸对磁性能有一定影响，最佳平均尺寸随合金而异。一般说来黏结法用粉末粒度要比烧结法粗些。

一般选用的黏结剂为环氧树脂。加入量过多对磁性能不利，过少会降低力学性能。因此，最佳的加入量需进行综合考虑后加以确定。

(2) 热塑性注射成形磁体的制造工艺

图 11.4-48 给出了这种方法制备磁体的工艺流程。制造这种磁体时，随磁粉比例的增加磁性能增加，但有一定限度。一般热塑性黏结剂，例如尼龙、聚乙烯、聚丙烯的加入量约为 12%。磁粉与塑性黏结剂混合后搅拌均匀再造粒，制成一定尺寸的圆球或圆柱，然后进入注射机注射成形。制造各向异性磁体需施加磁场，使磁粉在熔融状态的塑料黏结剂中取向。为提高取向度可在黏结剂中使用各种添加剂。

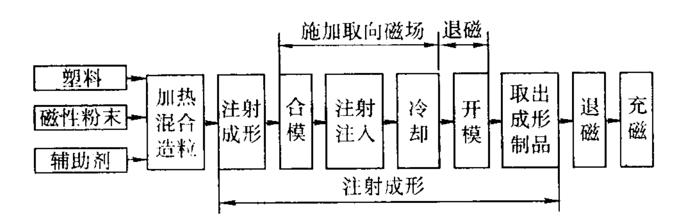


图 11.4-48 热塑性注射成形磁体的制造工艺流程

4.3.2 黏结稀土永磁粉的制造方法

为制备出性能优异的黏结稀土永磁体，首要条件就是要制取性能良好的黏结用磁粉。黏结稀土永磁磁粉的制取方法主要有：铸锭破碎法，熔体快淬法及 HDDR 法。

(1) 铸锭破碎法

前面已经述及，对于 1:5 和 2:17 型 R-Co 永磁合金，熔炼后，将合金铸锭在高温下要长时间均匀化处理后，进行相应的热处理，利用机械研磨即可制出所需要的磁粉。但此法对 Nd-Fe-B 永磁合金目前尚无法制出黏结磁体用磁粉。实验表明，由 Nd-Fe-B 合金制成的烧结磁体经破碎后，其矫顽力急剧下降，在粉末粒度为 100 μm 左右时，其矫顽力仅为烧结磁体的 1/4。

(2) 熔体快淬法

由美国通用汽车公司首创的用熔体快淬法制备 Nd-Fe-B 磁体，其要点是，将 Fe-Nd 合金与纯铁和纯硼在真空感应炉中炼制成成分（质量分数）为 30% Nd-60% Fe-1% B 的母合金。然后，在惰性气体保护下，于石英容器中熔化，在压力作用下经容器下端的细孔喷射到高速旋转的水冷铜辊外缘，制成非晶或微晶薄带。石英容器的孔径、铜辊的线速度对确保获取高性能快淬磁体起着十分关键的作用。薄带用振动粉碎机制成 200 μm 大小的颗粒，经晶化处理即可得到称之为 MQ 的磁粉。利用热固性压制成形和热塑性注射成形便可制成的各向同性黏结磁体，称之为 MQⅠ。快淬粉热压可制成的各向同性的 MQⅡ 磁体；采用热挤压或热模锻可得到磁性能与烧结 Nd-Fe-B 相近的各向异性磁体 MQⅢ，如果将 MQⅢ 破碎，可用来制造各向异性黏结 Nd-Fe-B 磁体。用快淬法制备的 ND-Fe-B 磁体内禀矫顽力高，抗腐蚀性强，热稳定性也好。

(3) HDDR 法

HDDR 法制造 Nd-Fe-B 系各向同性黏结磁体用磁粉的工艺流程示于图 11.4-49。它主要包括：氢化、歧化、脱氢和重新组合四个过程。

铸态 Nd-Fe-B 合金室温吸氢产生破碎，形成氢化产物 Nd_2-Fe_{14}-$BH_{2.9}$ 和 $NdH_{2.7}$。在高温下，Nd_2-Fe_{14}-$BH_{2.9}$ 发生歧化，分解成非常小的 $NdH_{2.2}$，α-Fe，Fe_2B，在真空中脱氢，$NdH_{2.2}$，α-Fe，Fe_2B 又合成为成为 Nd_2-Fe_{14}-B 晶粒。HDDR 过程使 NdFeB 铸态粗大晶粒变成极细小的晶粒（约 0.3 μm）。将 HDDR 法处理得到的粉轻微破碎，即可得到黏结用磁粉。

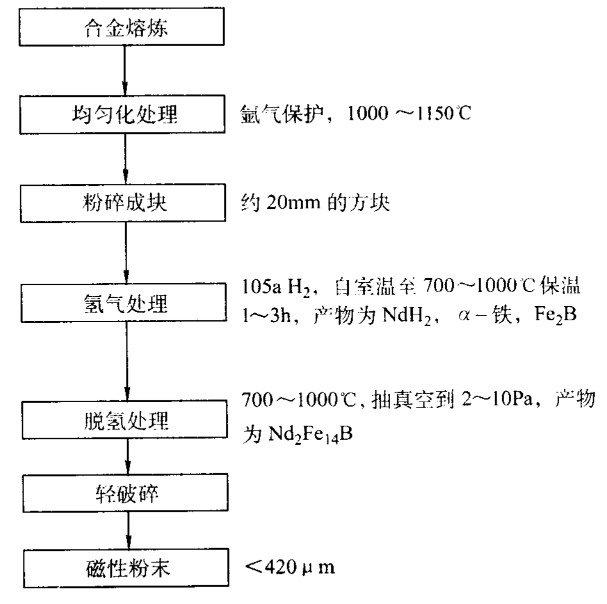


图 11.4-49 HDDR 法制备 Nd-Fe-B 系各向同性黏结磁体用磁粉的工艺流程

通过添加少量合金元素，例如钴、镓、锆、铪、铌，可以制成各向异性黏结磁体，例如成分为 $Nd_{1.26}Fe_{70.3}Co_{11.0}B_{6.0}Zr_{0.1}$ 的 HDDR 粉末，在磁场中模压成形制成的各向异性黏结磁体，$(BH)_m$ 达 144 kJ/m³（18 MGOe），几乎为各向同性磁体的 1 倍。

近年来，人们通过改进工艺制备出了不添加合金元素的 HDDR 各向异性磁粉。由所谓“d-HDDR”工艺，即主要通过控制歧化氢分压制备的磁粉不含 Co，且具有很高的磁性能。由该磁粉用压制成形可制备出 B_r = 1.04 ~ 1.08 T（10.4 ~ 10.8 kG），$_JH_C$ = 960 ~ 1 120 kA/m（12 ~ 14 kOe），$(BH)_{max}$ = 184 ~ 200 kJ/m³（23 ~ 25 MGOe），各向异性黏结永磁产品。

4.3.3 工业黏结稀土永磁的种类与性能

按照磁体所用磁体粉末的不同，黏结稀土永磁可分为 Ce（Co，Cu，Fe）$_5$，$SmCo_5$，Sm_2（Co，Cu，Fe，Zr）$_{17}$，以及各向同性及各向异性 Nd-Fe-B 黏结磁体。与烧结磁体相比，在所用合金成分上通常更接近各化合物的化学计量成分，以获得较好的磁性能。例如 2:17 型黏结磁体的典型成分为 $Sm(Co_{0.6}Cu_{0.08}Fe_{0.3}Zr_{0.028})_{8.35}$；Nd-Fe-B 黏结磁体的成分随制粉方法而异，快淬法的成分大体为 Nd_{13}-Fe_{81}-B_6，HDDR 法的钕和硼含量更低些。

几种黏结稀土永磁体的性能列于表 11.4-23。由于黏结剂的加入，磁体密度较低，对黏结 Nd-Fe-B 各向同性磁体磁性特别不利，因此，黏结磁体的磁性能比同类的烧结磁体低得多。



表 11.4-23　几种黏结稀土永磁体的磁性能

性能		$SmCo_5$		Sm_2Co_{17}		Nd-Fe-B（各向同性）	
		压缩	注射	压缩	注射	压缩	注射
		环氧树脂	尼龙	环氧树脂	尼龙	环氧树脂	尼龙
$(BH)_m$	$kJ \cdot m^{-3}$	75.6	79.6	127.3～135.3	63.6～87.5	63.6	35.80
B_r	T	0.64	0.67	0.86～0.89	0.61～0.86	0.61	0.45
$_BH_C$	$kA \cdot m^{-1}$	—	—	517.4～557.2	318.4～398.0	421.8	310.4
$_JH_C$	$kA \cdot m^{-1}$	716.4	796.0	716.4～875.6	636～716.4	1 194	1 114.4
密度	$g \cdot cm^{-3}$	6.2	5.7	7.1～7.2	5.5～5.6	6.0	4.9
使用温度	℃	100	—	150	140	115	100
可逆温度系数 α_B	$10^{-2}K^{-1}$	—	-0.04	-0.04	-0.04	-0.04	-0.40

5　几种新型的稀土永磁材料

在 Nd-Fe-B 材料之后，国际稀土界的研究热点转向开发新型稀土永磁材料。其中，有商用前景的新材料主要有：1988 年发现的低钕的 Nd-Fe-B 纳米晶双相复合永磁材料，1990 年报道的 2:17 型氮化物材料和同年提出的 1:12 型氮化物材料。

5.1　双相纳米晶复合永磁材料

这种材料由直径为数十纳米数量级的软磁性晶粒（Fe 及 Fe_3B 等，占 40%～80%）和余为硬磁性晶粒（稀土化合物）构成。饱和值高的软磁性相可使其具有高的磁化强度，而磁晶各向异性大的硬磁性相可确保磁体具有高的矫顽力。软磁性晶粒和硬磁性晶粒的磁化矢量通过交换相互作用相联系，硬磁性晶粒的磁化矢量阻碍软磁性晶粒磁化矢量的反磁化，从而表现出似乎不存在软磁性相的特征。

这种纳米晶双相复合材料可采用熔体快淬法，HDDR 法等技术制备。

在 Nd-Fe-B 双相纳米晶复合永磁材料中，硬磁性相为 $Nd_2Fe_{14}B$，而软磁性相与合金成分有关。钕含量低、硼含量高时，软磁性相为铁硼化合物或少量 α-Fe，如 $Nl_5Fe_{16.5}B_{18.50}$ 硼含量低、钕含量高时，软磁性相仅为 α-Fe，如 $Nd_9Fe_{86}B_{60}$ 它们的尺寸一般要小于 50 μm。随钕含量增加，合金矫顽力增加，但 B_r 下降。R 为钕的磁粉 $(BH)_{max}$ 可达 186.4 kJ/m^3（23.4 MGOe）。

添加合金元素镓、钴、铽、镝可改善矫顽力；钛、铌、钼、钒有利于晶粒细化；硅和铝等可提高 B_r。

经适当处理后的磁粉可采用黏结法制成各向同性黏结磁体。表 11.4-24 示出了日本住友公司制备的纳米晶 Nd-Fe-B 系各向同性黏结磁体的磁性能。其最高的 $(BH)_m$ 达 72.4 kJ/m^3（9.1 MGOe），最高的 $_JH_C$ 为 591.1 kA/m（7.4 KOe）。显然 $(BH)_m$ 离理论值相差很大。

表 11.4-24　纳米晶双相复合黏结磁体的磁性能

合金成分（摩尔分数）	B_r		$_JH_C$		$(BH)_m$	
	T	kG	$kA \cdot m^{-1}$	kOe	$kJ \cdot m^{-3}$	MGOe
$Nd_4Fe_{75.5}Co_1Si_1B_{18.5}$	0.90	9.0	278.7	3.5	58.1	7.3
$Nd_{4.5}Fe_{73}Co_3Ga_1B_{18.5}$	0.86	8.6	310.5	3.9	66.1	8.3
$Nd_{3.5}Dy_1Fe_{73}Co_3Ga_1B_{18.5}$	0.84	8.4	358.3	4.5	72.4	9.1
$Nd_5Fe_{70.5}Co_3Cr_3B_{18.5}$	0.70	7.0	461.8	5.8	53.3	6.7
$Nd_{5.5}Fe_{66}Co_5Cr_5B_{18.5}$	0.59	5.9	591.1	7.4	47.8	6.0

应当指出，目前各向异性双相纳米晶永磁材料的研究已取得了重要进展，用热变形法制备的 $Nd_2Fe_{14}B$/α-Fe 纳米晶永磁体的性能可达：B_r = 1.482 T（14.82 kG），$_JH_C$ = 816.7 kA/m（10.26 kOe），$(BH)_m$ = 367.8 kJ/m^3（46.2 MGOe）。

5.2　2:17 型氮化物稀土永磁材料

Sm_2Fe_{17} 化合物经氮化后，饱和磁极化强度 J_S 和居里温度均提高，而且磁化方向从基面转向 C 轴形成了单轴各向异性。这种 $Sm_2Fe_{17}N_x$ 化合物的 J_S = 1.54 T（15.4 kG），H_A = 20.8 MA/m（261 kOe），如此高的磁性确实十分引人注目。特别是与 $Nd_2Fe_{14}B$ 化合物相比，H_A 高，即使制成几个 μm 的粉末仍可获得高的矫顽力。但是这种化合物在高于 600℃时分解为 SmN 和 α-Fe，难以制成烧结磁体，因此研究的重点在于如何制备出高性能的黏结磁体用粉末。实验表明，合金中的氮含量对磁性能有重要影响，当 x = 3 时，即具有 $Sm_2Fe_{17}N_3$ 成分的合金才可获得最佳的磁性能。

这种合金各向异性磁粉通常采用以下方法制作。首先用真空感应炉冶炼成 Sm_2Fe_{17} 合金，钐含量应略高于化学计量成分，以防止 α-Fe 的析出。合金铸锭经 1 200～1 250℃较长时间的均匀化处理，然后粉碎成 200 μm 左右的颗粒，随后，进行氮化处理，氮化一般是通过气 - 固相反应进行。反应气体，温度和时间不同，含氮量则各异。由于在氮气中可氮化的 x 总是小于 3，所以需在 NH_3 和 H_2 的混合气体中氮化。氮化温度在 450℃左右。氮化后通过机械研磨或气流磨使之成为单畴粉末。采用这种方法制备的 $Sm_2Fe_{17}N_3$ 粉末，较好的磁性能为 B_r = 1.41 T（14.1 kG），$_JH_C$ = 720 kA/m（9.0 kOe），$(BH)_m$ = 272 kJ/m^3（34.2 MGOe），最好的黏结磁体的 $(BH)_m$ 可达 168 kJ/m^3（21.1 MGOe）。采用还原-扩散法制成 Sm_2Fe_{17} 粗粉，再经氮化处理也可制成各向异性磁粉。

此外，采用快淬，HDDR 等方法制作的各向同性磁粉可获得高的矫顽力，利用低钐合金也可制成纳米晶双相复合磁体。

5.3　1:12 型氮化物稀土永磁材料

杨应昌等人发现的富铁 1:12 型土化合物，作为有希望的永磁材料曾一度为人们所关注。但是研究结果表明，只有 $SmFe_{11-x}M_x$ 化合物具有易 C 轴，可望产生高矫顽力。在 $SmFe_{11-x}M_x$ 化合物中，SmFe11Ti 具有最高的质量饱和磁化强度，室温下，σ_s = 121.5 emu/g（$J_S = \sigma_s \times$ 密度），低于 Nd_2-Fe_{14}-B（σ_s = 142.7 emu/g），所以所能预期的最大磁能积值远低于 Nd_2-Fe_{14}-B，再加上钐比钕价格昂贵，使得难以与 Nd_2-Fe_{14}-B 竞争。

然而，通过气-固相反应将氮原子加入到 1:12 型化合物



中，使 R 为钕、镨、铽、镝、钬的这种化合物都转变为易 C 轴的单轴各向异性，并具有强的磁晶各向异性场。同时，居里温度平均提高了 150 ~ 200℃，饱和磁化强度也有一定改善。特别是 R 为钕和镨的化合物，兼有高的饱和磁化强度和可与 Nd_2-Fe_{14}-B 相比拟的 H_A。例如，$NdFe_{10.5}V_{1.5}N_x$ 化合物 T_C = 511℃，室温下 σ_S = 139.1 emu/g，室温下 H_A = 8 119.2 kA/m（102 kOe）。可见，1∶12 型氮化物已具备了相当的开发前景。

与 $Sm_2Fe_{17}N_x$ 化合物一样，含氮的 1∶12 型化合物只能制成黏结磁体。其制备工艺也与 $Sm_2Fe_{17}N_x$ 相近，只是具体工艺参数有所不同。现将其制备工艺流程示于图 11.4-50。

1∶12 型氮化物磁粉的磁性能为 B_r = 0.93 ~ 1.06 T（9.3 ~ 10.6 kG），${}_JH_C$ = 461.7 ~ 493.5 kA/m（5.8 ~ 6.2 kOe），$(BH)_m$ = 135.3 ~ 168 kJ/m³（17.0 ~ 21.1 MGOe）。其中 B_r 和 $(BH)_m$ 优于快淬 NdFeBMQ 磁粉，但 ${}_JH_C$ 则比 MQ 粉低。另外，其 B_r 和 ${}_JH_C$ 与纳米晶双相复合磁粉相当，而 $(BH)_m$ 却更高。由于这种磁粉通过磁场取向可制备各向异性磁体，因此有望获得矫顽力适中的高 $(BH)_m$ 黏结磁体。

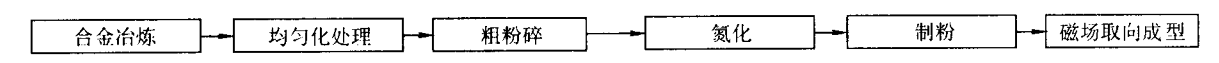


图 11.4-50　1∶12 型氮化物黏结磁体的制备工艺流程

编写：祝景汉（钢铁研究总院）
万　永（首钢冶金研究院）
王新林（钢铁研究总院）

第5章　弹性合金

1　概述

弹性合金是金属功能材料中的一个重要部份，广泛应用于机械、仪器、仪表和通讯技术等领域中的各种弹性元件，例如弹簧，膜片，波纹管，音叉和振子等。因用途的广泛和应用条件的多样化，除弹性性能外，对弹性合金还提出了诸如耐蚀性，导电性，磁性和热弹性等综合要求。弹性合金的品种日益增加，可涉及的材料领域也逐步扩大到超高强度钢、不锈钢，耐热合金等类材料，从而形成弹性合金与其他材料互相渗透，互相交错的局面。

按性能特点，弹性合金可分为高弹性合金与恒弹性合金两大类，这两类合金均具有优良的弹性性能，其中恒弹性合金还具有弹性模量或固有共振频率在一定温度范围（例如 -60℃ ~ +100℃）内几乎不随温度而变化的特点，即恒弹性特性。

弹性是由于原子在力的作用下偏离其平衡位置，而当作用力消失后重新回到原来平衡位置的可逆热力学过程可造成的，在宏观上则表现为受载时变形，而卸载后能恢复到原来的形状与尺寸的性质，这种变形称为弹性变形。

在实际金属中，伴随弹性变形还会出现各种不可逆的热力学过程，例如原子、位错的迁移，与磁性和相变有关的效应等，使物体的弹性行为偏离理想弹性体，例如在静态应力作用下出现弹性后效、弹性滞后和应力松弛；在动态应力作用下出现内耗等非弹性行为。非弹性行为的强弱程度，除了与外力的大小，环境因素（例如磁场、电场）有关外，还取决于材料本身的特点。描述静、动态应力作用下材料的弹性与非弹性行为的主要特征参数示于表 11.5-1。

表 11.5-1　静、动态应力作用下的弹性与非弹性行为及其表征参数

应　力	弹性行为	非弹性行为
静态应力作用	应力-应变关系（虎克定律）： 拉伸变形 $\sigma = E\varepsilon$，$G = \frac{E}{2(1+\mu)}$ 剪切变形 $\tau = G\gamma$，$K = \frac{E}{3(1-2\mu)}$ 体积变形 $\sigma = k\Delta\nu/\nu$　$\mu = \varepsilon_L/\varepsilon_b$ 应力-应变关系曲线的特征参量： 弹性极限 σ_e（条件弹性极限） 比例极限 σ_p	（时间效应） 弹性后效： 正弹性后效 $H_t = \Delta\varepsilon_t/(\varepsilon_o + \Delta\varepsilon_t)$ 反弹性后效 $H'_t = \Delta\varepsilon'_t/(\varepsilon'_o + \Delta\varepsilon'_t)$ 模量亏损 $A = (E_u - E)/E$ 应力松弛$(\sigma_o - \sigma_t)/\sigma_o$ 弹性滞后： 相对滞后系数 $r = B/\varepsilon_{max}$
动态应力作用	共振频率 f_o 与弹性模量关系 纵振或横振 $f_o = f$（E、形状、尺寸） 扭振 $f_o = f$（G、形状、尺寸）	（能量效应） 内耗 $Q^{-1} = \frac{1}{2\pi} \times \frac{\Delta w}{w} = (f_2 - f_1)/f_0$ 品质因数 $Q = 1/Q^{-1}$，$\delta = \pi Q^{-1}$ 对数衰减 $\delta = \lambda n A_o/A_1$

表 11.5-1 中一些主要特征参数的物理意义如下。

弹性极限 σ_e：卸载后不出现残余塑性变形的最大应力，由于微小残余塑性变形难以精确测量，工程上常用对应于给定残余塑性应变值（如 $5\times10^{-3}\%$）的应力，代表 σ_e，称之为条件弹性极限，用 $\sigma_{0.005}$ 表示，另外，因许多弹性元件在弯曲应力状态下工作，还用弯曲弹性极限 σ_{be} 表示，相当于弯曲时出现 0.003 35%残余应变所对应的应力。

循环应力作用下，不同最大应力可产生的应力-应变关系如图 11.5-1 所示。作为补充，还提出了此时的弹性极限 σ_e 和滞弹性极限 σ_A 的概念。其中，σ_e 为不出现弹性滞后的最大应力，见图 11.5-1 中曲线 b，σ_A 为不出现残余变形的最大应力、见图 11.5-1 中曲线 c。

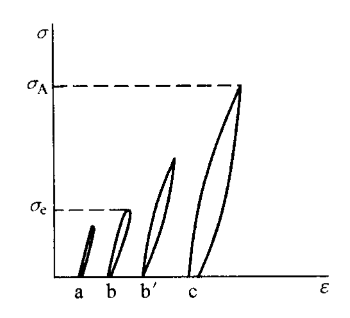


图 11.5-1　循环应力作用下的应力-应变关系

静态应力作用下，材料的非弹性行为表现为非弹性行为的时间效应、其特征参数的意义如下。

弹性后效：指瞬间加、卸载后的一段时间内（图 11.5-2 中的 t_h 和 t_d），应变才达到稳定值，如图 11.5-2 所示。加载后的弹性后效称为正弹性后效 H_t，卸载后的为反弹性后效 H'_t。

弹性滞后：循环应力作用下所出现的弹性后效，表现为应力-应变关系曲线为一滞后环，如图 11.5-3 所示。以相对滞后系数 r 表示。

模量亏损：图 11.5-2 中 OA 为瞬时加载时的应力-应变关系，则 $\tan\angle AOC$ 为绝热弹性模量 E_u。由于弹性后效的存在，实际弹性模量 E 为 $\tan\angle BOC$。以 $A = (E_u - E)/E$ 表示模量亏损。

应力松弛：若瞬间加载后应变保持恒定，因模量亏损的存在，一定时间后为保持该恒定应变所需之应力则会降低，称为应力松弛。在高温下工作的弹性元件，应力松弛将更为突出。应力松弛用应力松弛率$(\sigma_o - \sigma_t)/\sigma_t$ 表示，其中 σ_o 为初始应力值，σ_t 为时间 t 后的应力值。

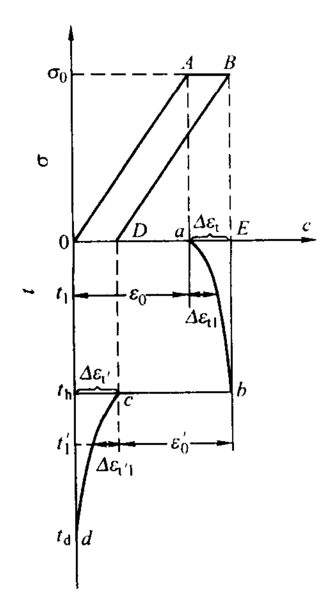


图 11.5-2　应力-应变-时间关系曲线

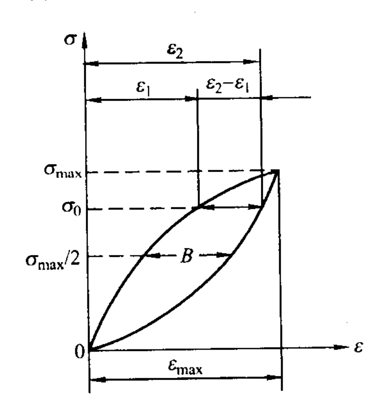


图 11.5-3　循环应力作用下的应力-应变关系

动态应力作用下，材料的非弹性行为以非弹性行为的能量效应表现出来。这是由于在动态应力作用下出现振动时，每振动一周均要消耗一定的能量所致，具体参数的意义如下。

内耗 Q^{-1}：$Q^{-1}=\Delta W/2\pi W$。其中 W 为弹性体的总振动能；ΔW 为每振动一周消耗在弹性体中的能量。

可以证明，根据在谐振曲线（见图 11.5-4）上的几个特征频率，可求出 Q^{-1}，$Q^{-1}=(f_2-f_1)/f_0$。

自由振动时，相邻振动周期振幅 A_0 和 A_1 比值的自然对数 $\ln A_0/A_1$，称为对数衰减 δ，可此证明 $Q^{-1}=\delta/\pi$。

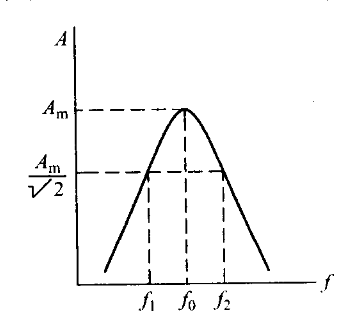


图 11.5-4　谐振曲线示意图

通常，用内耗的倒数即品质因数 Q 表示动态应力作用下非弹性行为。

对弹性合金的性能要求，取决于合金的具体用途。表 11.5-2 对弹性合金应具有的性能做了归纳。应当指出，并非任何一种弹性合金均需具有表 11.5-2 中所示的性能，而应结合具体要求和使用条件，突出重点，有所取舍，以最经济的选材和生产工艺，获得所需的使用功能。

如前所述，弹性合金涉及的领域很宽，故对弹性合金进行分类的方法也有很多。本文将按合金的性能特点、成分和物理冶金的特点进行分类。各种合金的类别、典型牌号和主要特点示于表 11.5-3。

表 11.5-2　对弹性合金的性能要求

性　能	高弹性合金	恒弹性合金	
		静态应用	动态应用
弹性性能	高 E 值高 G 值，（提高刚度，使元件小型化…）		
	低 E 值低 G 值（储能元件…）		
	高 σ_e 值高 σ_p 值高条件弹性极限		
非弹性性能	弹性后效小：低 H_t 值低 H_t' 值		高 Q 值（滤波器振子、音叉）
	模量亏损小：低模量亏损 A 值		低 Q 值，（耦合丝）
	应力松弛小：低$(\sigma_o-\sigma_t)/\sigma_o$ 值		
恒弹性性能	弹性滞后小：低 γ 值		
	$ge\to 0$		$\beta_e\beta_g\to 0$
机械力学性能	冲击韧性高：a_K 值高		
	缺口敏感性低		
	疲劳强度高		
	高温力学性能好（高温弹性元件）：持久强度高，蠕变低		
物理性能	磁性：高 μ 低 B_s 低 B_r 低 H_c（磁弹元件）		
	非铁磁性（要求磁场稳定性好的场合）		
	导电性：电阻率 ρ 小（继电器簧片）		
化学性能	优良的耐蚀性		
工艺性能	良好的热、冷加工性，焊接性，机加工性		
其他	性能的一致性，再现性好		



表 11.5-3 弹性合金的分类

弹性合金类别	典 型 牌 子	主 要 特 点
1）马氏体时效钢	Ni18Co5Mo3Ti Ni18Co8Mo3Ti	固溶状态下塑性高，成形性好；冷变形时效或时效时，在低碳马氏体中析出金属间化合物，强度高，韧性好，可制成形状比较复杂的、重要的弹性元件
2）不锈弹簧钢：		
变形强化奥氏体不锈钢	1Cr18Ni9Ti，1Cr17Ni7， 00Cr17Ni13Mo2	借冷变形的加工硬化和/或形变诱发马氏体强化，可制成形状不太复杂的弹性元件，例如膜盒、弹簧管等
相变强化马氏体不锈钢	2Cr13，3Cr13，4Cr13	合金碳含量（质量分数）不低于 0.2%，借淬火获得马氏体强化；塑性较低，只能制造形状比较简单的弹性元件，例如簧片等
沉淀强化马氏体不锈钢	17-4PH，Stainless W	合金碳含量比较低，固溶处理后为低碳马氏体，可进行冷成形，时效后析出金属间化合物；可制造形状不太复杂的弹性元件，强度高
沉淀强化奥氏体-马氏体不锈钢	17-PH AM350，AM355	碳含量较低，固溶后为不稳定奥氏体，塑性高，冷成形性好，可借冷变形和调整奥氏体或深冷处理获得低碳马氏体，经时效于马氏体中析出金属间化合物强化，兼备耐蚀，高强，易加工之优点
沉淀强化马氏体时效不锈钢	AM362，AM367，Custom455	碳含量（质量分数）极低（≤0.03%）铬含量（质量分数）一般≥12%，兼备不锈、高强高韧性，易加工的特点，有取代其他几类不锈弹簧钢的趋势，可制造形状复杂，要求高的弹性元件
3）非铁磁性耐蚀弹性合金：		均为奥氏体组织，高耐蚀，非铁磁性
Fe-Ni-Cr 系变形强化合金	00Cr26Ni35Mo3Cu4Ti 0Cr20Ni30Mo3Cu3Nb	借冷变形强化，高耐蚀，可用于制造负荷不高的弹性元件
Fe-Ni-Cr 系沉淀强化合金	3J1（Ni36CrTiAl） 3J2，3J3 00Cr17Ni40Mo5Cu3TiAlNbB	耐蚀性较好，250℃以下具有高的弹性极限，加钼的 3J2，3J3 的使用温度分别达 350℃和 450℃，广泛用于制造各种要求严格的弹性元件 高耐蚀，400℃以下具有很高的抗松弛稳定性，可用于制造高负荷的弹性敏感元件
镍基变形强化合金	00Cr16Ni75Mo2Ti； 0Ni65Mo28Fe5V NiCu28-2.5-1.5	高耐蚀，借助冷变形强化，可用于制造负荷不高的弹性元件 高耐蚀，借冷变形强化，适用于制造 200℃以下工作的耐蚀弹性元件
镍基沉淀强化合金	NiCr47Mo3，40CrNiAl 0Cr20Ni65Ti3AlNb	高耐蚀，沉淀强化，可制造高负荷的形状复杂的弹性敏感元件
钴基高比例极限高弹性极限合金	Co40NiCrMo（3J21） Co40NiCrMoW Co40TiAl	综合力学性能很高，弹性性能优良，滞后小，固溶后需经强冷变形和回火后才可获得最佳性能，耐蚀性高，硬度高，广泛用于制造小截面的弹性元件，例如发条，张丝、悬丝、轴夹等
4）高温高弹性合金：		
铁基高温高弹性合金	0Cr15Ni15Ti2MoVB（A286） 0Cr13Ni42WTi3B（Incolog901）	为现有的高温合金，可用于制造工作温度高于 500℃之弹性元件，例如簧片，阀门弹簧等
镍基高温高弹性合金	NiCr15Fe7NbTi2Al NiCr19Co6W10Ti3AlB NiCr15Nb9Mo3W2Al（2n578）	即镍基变形高温合金
钴基高温高弹性合金	Co42Ni20Cr20Nb4W4（S816） Co52Ni20Cr20（Mar-M918）	即钴基变形高温合金，其工作温可达 820℃
铌基高温高弹性合金	NbTi40Al5（55БТЮ） NbTi10V5	工作温度可达 800℃，特点是弹性模量低，兼具恒弹性特点
5）具有综合物理性能的高弹性合金：		
高导电弹性合金		用于制造导电弹簧，接触弹簧等
铜基弹性合金	铍青铜，钛青铜 Cu-Ni-Al 系合金 Cu-Ni-Sn 系合金	良好的导电性，冷加工性，低弹性模量和优良的弹性性能，使用温度上限为 100℃～150℃
Ni-Be 合金	NiBe2（3J31） NiBe2W6Co3	与铜基弹性合金相比，电阻温度系数较低，电阻稍高，使用温度较高，可用于制造重要的导电弹性元件
Co-Ni 系弹性合金	67Co28Ni5Nb	400～450℃具有高的抗松弛稳定性，可制造耐高温导电弹性元件
磁-弹合金	Fe-17Cr-4.5Ni-0.3Ti Fe-30Co-12Ni-3Ta-1W-0.4TiAl	兼具高弹性，高磁感，低矫顽力的特点，适用于制造电磁传感器膜片电子交换机上的自动开关弹簧等

续表 11.5-3

弹性合金类别	典型牌子	主要特点
6）恒弹性合金：		在一定的温度区间，弹性模量、剪切模量或元件的共振频率基本不随温度变化
A. 铁磁恒弹性合金：		
Fe-Ni 系合金	3J53，3J58，Ni－SpanC，Elinvar，Thermelast	借助调整成分和热处理工艺，可在相当宽的范围内改变合金的性能，综合性能优越，可制造各种频率标准件、滤波振子、高灵敏精密弹簧元件等
Fe-Ni-Co 系合金	Fe39Ni16.2Co5.2Cr1.3W1.1Mo4.3Sn0.31	加入钴，可降低性能对成分的敏感性，提高恒弹性特性
Co-Fe、Fe-Co 系合金	Co-Elinvar，Mo-Elinvar Elcolloy	强度高、弹性高、滞后小，尤以 Elcolloy 最为突出
镍基合金	Ni5Al，Ni5Co	高 E 值，宽恒弹温度范围
B. 非铁磁性恒弹合金：		
Fe-Mn 系合金	Fe-30% Mn＋Co，Ni，Cr，W 等	以反铁磁-顺磁转变为恒弹性基础，耐蚀性差，恒弹温度区间小
锰基合金	Mn-Cu，Mn-Ni 系等合金	性能受成分、冷加工、热处理影响，未正式应用
铬基合金	Cr4.2Fe0.6Mn	膨胀系数低，Q 值很高，但不能进行冷加工，其恒弹性可保持到650℃
C. 高温恒弹性合金：		
铁磁性合金	Incolloy 903，Ni33Co20Nb5Ti1.5	E 值较低，塑性高
顺磁性合金	NbTi40Al5（55БТЮ）	耐蚀性很高，E 值很低

由上表可见，弹性合金为适应各种使用要求，必须具有除弹性性能以外的各种综合性能，相应涉及到许多种类的金属材料，一方面有许多结构材料可以用做弹性合金，例如不锈钢、高温合金、马氏体时效钢等；另一方面，由于测试技术的复杂性和难度，往往用考核结构材料的力学性能指标，例如 σ_b、δ、HRC 等作为弹性合金的交货依据。因此，经常把弹性合金视为结构材料，这是不恰当的，应当强调，弹性合金是功能材料。

研究表明：度量结构材料的力学性能指标 σ_b、$\sigma_{0.2}$ 和 HRC，不能反映弹性极限 σ_e 的高低。不应以 σ_b、$\sigma_{0.2}$ 和 HRC 达到峰值的工艺参数作为弹性合金生产的最佳工艺。

此外，造成非弹性行为的原因很多，而且非弹性行为的表现方法和强弱程度既取决于材料自身的组织结构特点，也取决于所受外力作用的方式和强度。因此，不仅动、静态应力作用下的非弹性行为的强弱程度没有一一对应关系，（例如，高 Q 值的材料，其弹性后效不一定小），即使静态应力作用下的各种非弹性行为之间也并不一定存在强弱程度方面的对应关系。

2 高弹性合金

高弹性合金的基本特性：高的弹性模量（$E \geqslant$ 186 000 MPa），高的抗拉强度（$\sigma_b \geqslant$1 373 MPa），高的弹性极限（$\sigma_e \geqslant$1 177 MPa），高的硬度（$\geqslant$40HRC），较小的非弹性效应（较小的弹性后效，弹性滞后等）。由于用途和使用环境的不同，有时还要求具较高的疲劳强度，以及耐腐蚀、耐高温、耐低温、耐高压、无磁、高导电等性能。高弹性合金广泛用于航空、航海、宇航、无线电、精密机械和精密仪表中作为弹性元件，例如航空仪表和热工仪表中的波纹膜盒、波纹管和波登管，精密仪表中的张丝、悬丝和轴尖，钟表中的发条，加速度表弹簧片，传感器中的弹性膜片等。

高弹性合金按其强化方法分类，主要可以分为沉淀强化型高弹性合金和形变强化型高弹性合金两大类。前者是在合金中添加 Al、Ti、Be、Nb 等强化元素，以便在时效过程中析出弥散的第二相质点而达到强化的目的。用这种方法强化的有铁基、铁镍基、镍基合金、铍青铜和铜钛合金等。后者则是依靠合金在冷塑性变形过程中提高位错密度，产生形变孪晶、形成 ε 马氏体以及产生形变织构等综合作用而达到强化，例如钴基高弹性合金等。高弹性合金按化学成分分类，主要有铁基高弹性合金、铁镍基高弹性合金、镍基高弹性合金、钴基高弹性合金、铌基高弹性合金及铜基高弹性合金等。

2.1 铜基高弹性合金

2.1.1 铜基高弹性合金的特点、用途和分类

铜基高弹性合金是最早被人们发现并用于仪器、仪表的弹性合金，它具有良好的导电性、导热性、无磁、耐腐蚀和良好的工艺性能，并具有一定的弹性和强度。因此，这类合金在仪器仪表工业中，特别是在电气仪表和热工仪表中获得广泛的应用，例如膜片、膜盒、波纹管和波登管，电器仪表游丝、张丝、以及各种仪表中的螺旋弹簧和簧片等。

用于制造弹性元件的铜基合金可以分为两大类。第一类是经过冷加工成形，再经低温退火后应用的形变强化型合金，例如黄铜、磷青铜和德银（白铜）等。这类合金的低温退火处理亦称低温退火硬化处理，因为它不是通过内部组织的回复达到合金的软化，而是在组织回复的同时伴随着硬化，从而提高合金的强度和硬度。这种硬化效应已在工业上应用，但其硬化机理尚不十分明了，有待进一步探讨。有人认为这是由于退火时溶质原子与晶体缺陷产生化学的相互作用，使缺陷周围的溶质原子浓度增高所致。第二类是经固溶处理、冷加工成形，再经时效处理后应用的沉淀强化型合金，例如铜铍合金（铍青铜）和铜钛合金等。这类合金是依靠时效处理时析出第二相而达到硬化的。

部分铜基高弹性合金的主要性能示于表 11.5-4。

2.1.2 铍青铜

（1）铍青铜的特点，用途和分类

铍青铜在 20 世纪 20 年代末就已出现，由于它具有高的弹性、强度、硬度和优良的导电性、导热性、无磁、耐腐蚀，以及良好的工艺性能，广泛应用于仪器、仪表和电子、电器等工业中制造各种弹性元件，例如膜盒、膜片和各类弹簧等，铍青铜按其主要性能可以分为高强度铍青铜（Be 质量分数＝1.6%～2.5%）和高导电铍青铜（Be 质量分数＝0.4%～0.7%）两大类。



表 11.5-4 部分铜基高弹性合金的主要性能

合金 / 性能	黄铜 (33%Zn)	磷青铜 (6.5%Zn，0.4%P)	德银 (15%Ni，20%Zn)	铍铜 (1.5%～2.0%Be)	铜钛 (3.5%Ti)
杨氏模量/MPa	103 000	110 000	118 000	130 000	123 000
电阻率/μΩ·cm		13	31	5.7～7.8	12～57
线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$	18	17.7	16.6	16.6	16.6
抗拉强度/MPa	686～892	688～984	930～1030	1 100～1 373	740～1 370
弹性极限/MPa	274～412	416～755	674～746	755～1 029	667～1 020
硬度/HV	115～180	120～180	130～183	300～420	260～380

(2) Cu-Be 二元合金相图

图 11.5-5 为 Cu-Be 二元合金相图，图中的主相为 α 相，γ_1 和 γ_2。α 相是铍在铜中的固溶体具有较好的塑性；γ_1 为电子化合物 CuBe 为基的体心立方点阵无序固溶体具有较好的高温塑性；γ_2 为以电子化合物 CuBe 为基的体心立方有序固溶体，性硬而脆，因此铍青铜是一类典型的沉淀强化型合金。合金的强化元素铍的含量，对时效处理后合金的力学性能有重要的影响。铍含量越高，则合金的强度、硬度和弹性极限也越高，但塑性下降，过时效倾向增大。所以铍含量（质量分数）的适宜范围是 1.5%～2.0%。铍青铜时效时的脱溶过程不但速度很快，而且析出相优先在晶界出现，然后朝着晶内长大，即晶界处的脱溶过程大大超过晶内，这一现象称为晶界反应。在合金中添加质量分数为 0.2%～0.5%的钴或镍，能抑制时效过程的晶界反应。添加质量分数为 0.3%以下的钛，也可以达到上述目的。

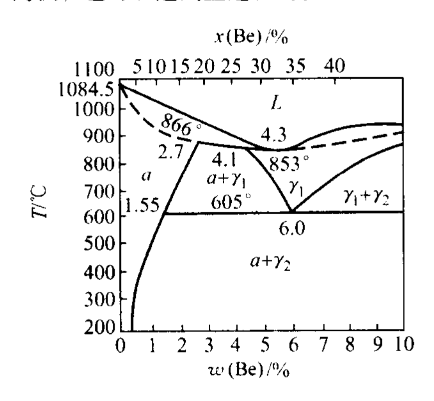


图 11.5-5 Cu-Be 二元合金相图

(3) 铍青铜的热处理

1) 固溶处理 Cu-Be 二元合金中，铍含量（质量分数）在 2.0%以下时，加热到 800℃就成为单相的 α 固溶体。从 800℃快速冷却就能获得过饱和的 α 固溶体，从而达到固溶处理的目的。固溶处理的加热温度和保温时间都直接影响到晶粒的大小，从而对力学性能产生较大影响，为此要严格控制这两个因素。一般固溶处理温度选在 780～790℃，保温时间则视试样尺寸而定。

2) 冷塑性变形 铍青铜冷变形时产生大量位错，晶粒被破碎，此外铍原子将在位错堆积的区域偏聚。从而加速原子的扩散，促进第二相的形核，为回火的强化打下基础。但是随着冷变形程度的提高，合金的应力分布和位错分布都出现不均匀性，导致弹性极限和比电阻的各向异性。因此，冷变形率不宜过高，一般不应超过 70%。

3) 时效处理 铍青铜在时效过程中首先形成 G、P 区，在析出稳定的 γ 相以前，先析出 γ′中间相，然后析出稳定的 γ 相。γ′相具有体心立方晶格，与 α 基体相呈共格关系，是合金强化的主要原因。随着热温度的提高，上述共格关系遭到破坏，形成稳定的 γ 相，随之而来的是合金的过时效——出现软化。产生最大强化的时效温度为 350～370℃。

国产铍青铜的化学成分和相应的主要性能列于表 11.5-5 和表 11.5-6。

2.2 铁基高弹性合金

常用的铁基高弹性合金是弥散和相变强化型马氏体钢（一般称为马氏体时效钢）。马氏体时效钢是 20 世纪 60 年代发展起来的一类高强度、高韧性结构材料，它被广泛应用于航空、宇航工业部门，而作为弹性材料应用于仪器仪表工业中，却是近 20 年的事情。马氏体时效钢的特点是含碳量极低，固溶处理后获得超低碳的 Fe-Ni 或 Fe-Cr 马氏体，具有良好的塑性和韧性，易于进行各种加工。时效处理时，在超低碳马氏体基体上沉淀析出金属间化合物，从而获得很高的强化。作为弹性材料而常用的马氏体时效钢，其化学成分和主要性能列于表 11.5-7 和表 11.5-8。

表 11.5-5 国产铍青铜的化学成分（摘自 YB147—1971）[①]

牌号	主要成分（质量分数）/%				供应状态[③]
	Be	Ni	Ti	Cu	
QBe 2.5[②] (БР.2.5)	2.3～2.6	0.2～0.5	—	余	板、带：C、Cy 棒、线：M、Y
QBe2.15	2.0～2.3	≤0.5	—	余	棒、线：R、M
QBe 2 (БР.Б.2)	1.9～2.2	0.2～0.5	—	余	板、带：C、Cy 棒、线：M、Y
Q Be 1.9 (БР.БНТ 1.9)	1.85～2.1	0.2～0.4	0.1～0.25	余	板、带，C、Cy 棒、线：M、Y
QBe 1.7 (БР.БНТ 1.7)	1.6～1.85	0.2～0.4	0.1～0.25	余	板、带：C、Cy

① 所有合金杂质量（质量分数）不大于 0.5%，其中 Si≤0.15%，Al≤0.15%，P≤0.005%，Fe≤0.15%。
② Q Be2.5 在冶金部标准（摘自 YB552—68）中已取消。
③ C—淬火软态；M—退火软态；R—热轧或热挤压状态；Y—冷变形状态；Cy—淬火、冷变形状态。

表 11.5-6　国产铍青铜合金的主要性能

牌　号	时效制度	E/MPa	$\sigma_{0.002}$/MPa	HV
Q Be 2.5	300℃×4 h	119 000	666	—
Q Be 1.9 Q Be 2	320℃×3 h	118 500 121 000	666 715	— 407
Q Be 2.5 QBe 2 QBe 2.5	350℃×1 h	119 500 120 500 120 500	784 764 804	407 410 420
Q Be 1.9 Q Be 2 Q Be 2.5	370℃×20′	121 500 120 500 121 500	833 774 874	420 410 420

表 11.5-7　常用马氏体时效钢的主要化学成分（质量分数）[①]　%

类别	牌　号	C	Ni	Co	Mo	Cr	Ti	Al	其　他
马氏体时效钢	18Ni-250（美）	<0.03	17.5~18.5	7.0~8.5	4.7~5.2	—	0.3~0.5	0.1	B：0.03 Zr：0.02
	18Ni-300（美）	<0.03	18~19	8.5~9.5	4.7~5.2	—	0.5~0.8	0.1	
	18Ni-350（美）	<0.03	17~19	11.0~12.75	4~5	—	1.2~1.45	0.05~0.15	
	H18k9M5T（俄）	0.03	18.2	9.1	5.0	—	0.7		
马氏体时效不锈钢	AM362（美）	0.03	6.5	—	—	14.5	0.55~0.90	0.3	Si：0.2　Mn：0.3
	Custom455（美）	0.03	8.5	—	—	11.75	1.2		Si：0.25　Mn：0.25
	Marvac736（美）	≤0.02	9.5	—	2.0	10.25	0.25		Si≤0.15　Mn≤0.15
	AM367（美）	≤0.03	3.5	15.5	2.0	14	0.5		Si≤0.15　Mn≤0.15
	H10X12Д2TБ（俄）	0.03	11	—	—	12	0.4		Cu：1.75　Nb：0.1
	O4X14K13H4M3T（俄）	≤0.04	3.8~4.8	13~14	2.6~3.2	13~14.5	0.2~0.5		Si≤0.10　Mn≤0.15
	X12K10M6（俄）	0.09		10.1	6.34	11.88			
	NASMA-164（日）	≤0.025	4.5	12.5	5.0	12.5			

① 余铁。

表 11.5-8　常用马氏体时效钢主要性能

牌　号	状　态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.002}$/MPa	δ/%	ψ/%	硬度
18Ni-250	816℃固溶处理+482℃×3 h时效	1 884	1 785		12	60	50~52HRC
18Ni-300	810℃固溶处理+480℃×3 h时效	2 109	2 060		11	55	53HRC
18Ni-350	810℃固溶处理+505℃×3 h时效	2 541	2 472		9	45	57~60HRC
H18K9M5T	830℃固溶处理+－70℃冷处理+450℃×4 h时效	2 001	1 942	1 275~1 770	7	38	
AM362	810℃×1 h，空冷+480~530℃空冷	1 344	1 275		13~15	50~60	
Custom455	816℃×1 h，空冷+480~510℃空冷	1 648~1 785	1 619~1 746		10~18	40~60	49HRC
Marvac736	815℃×1 h空冷+480~530℃空冷	1 295	1 177~1 275		15	70	
AM367	810℃，空冷+－73℃×16h冷冻+450℃×4 h空冷	1 717	1 668		10		

续表 11.5-8

牌号	状态	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.002}$/MPa	δ/%	ψ/%	硬度
H10X12ДТБ	870℃×1 h空冷＋－70℃×8 h冷冻＋450℃×6 h空冷			1 080～1 170			
04X14K13H4M3T	1 050℃，空冷＋－70℃×16 h冷冻＋520℃×5 h空冷	≥1 373	≥1 324		12		
X12K10M6	1 050℃，空冷＋550℃×10 h空冷	2 160	1 860		10	20	
NASMA-164	950℃×1 h空冷＋－73℃×16 h冷冻＋525℃×4 h，空冷	1 795	1 619		19	53	

常用马氏体时效弹性合金可以分为两类，第一类属一般马氏体时效钢；第二类为马氏体时效不锈钢。前者有较高的抗拉强度，屈服极限和弹性极限，但耐蚀性较低。后者的抗拉强度、屈服极限和弹性极限稍逊、但耐蚀性较高。

用于弹性材料的马氏体时效钢除了具有一般马氏体效钢的高强度、高韧性和良好的工艺性能外，还有下述几个优点：①优异的弹性性能。马氏体时效钢的弹性极限 σ_e 远高于其他弹性材料，从而它的储能比功值 σ_e^2/E 也比其他弹性材料高（表 11.5-9）。因此，马氏体时效钢能在更高的应力下工作，或在同一应力下元件的尺寸可以做得更小。换言之，就是在同样的应力负荷下，它们可以给出较大的弹性变形。②良好的热稳定性。这类材料在较高的温度下弹性极限值下降缓慢，而且有良好的抗松弛稳定性。

我国应用马氏体时效钢作为弹性材料的研制开始于 20 世纪 80 年代初期，表 11.5-10 和表 11.5-11 是部分国产材料的化学成分与相应的性能。

表 11.5-9　马氏体时效钢和其他弹性材料性能的比较

牌号	状态	$\sigma_{0.002}$/MPa	$\frac{\sigma_{0.002}}{E}$/%
H18K9M5T	830℃固溶处理＋－70℃冷冻＋450℃×4 h时效	1 324	0.680
X12H10Д2TБ	870℃固溶处理＋－70℃，冷冻＋450℃×6 h时效	1 098	0.560
БР·БНТ1·9	10%变形＋300℃×4 h时效	834	0.660
3J1	10%变形＋700℃×3 h时效	834	0.435
3J3	10%变形＋750℃×3 h时效	981	0.500

表 11.5-10　部分国产马氏体时效钢的化学成分（质量分数）[①]　%

合金	C	Si	Mn	Ni	Co	Cr	Mo	Ti	Al	Ce
3J33（A）	<0.01	≤0.1	≤0.1	17.5～19.0	7.5～9.0	—	3.5～5.0	0.2～0.6	≤0.15	<0.01
3J33（B）	<0.01	≤0.1	≤0.1	17.5～19.0	8.0～9.5	—	4.5～5.5	0.5～0.9	≤0.15	<0.01
Ni12MoCrCoTi	≤0.05	≤0.5	≤0.5	10.5～13.5	1.8～3.5	3.5～5.5	6.5～7.5	0.8～1.4	—	

① 余铁。

表 11.5-11　国产马氏体时效钢的主要性能

合金	E/MPa	G/MPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.005}$/MPa	δ/%
3J33（A）	171 000～181 000	68 000～70 000	≥1 700	—	≥1 270	≥6
3J33（B）	171 000～181 000	68 000～70 000	≥1 910	—	≥1 470	≥2
Ni12MoCrCoTi	186 000～196 000	—	1 863～2 353	1 667～1 961	—	2～5

2.3　铁镍基高弹性合金

铁镍基高弹性合金是沉淀强化型的奥氏体合金，其典型的合金是 Ni36CrTiAl（我国牌号为 3J1、3J2 和 3J3；原苏联的牌号为 ЭИ702、ЭП51 和 ЭП52）。

沉淀强化型铁镍基高弹性合金中，应用最广的是 ЭП702。ЭП702 合金是原苏联在 20 世纪 50 年代中叶研制并发展起来的，此后又相继出现了在 ЭП702 基础上添加质量分数为 5%Mo 的 ЭП51 和添加质量分数为 8%Mo 的 ЭП52 合金，我国在 60 年代才开始研制和应用这类合金，相应的牌号是 3J1、3J2 和 3J3 合金，表 11.5-12 是这类合金的主要性能。

2.3.1　合金元素的作用

3J1 金属 Fe-Ni-Cr 系合金，它的主要化学成分（质量分数）是：34.5%～36.5% Ni、11.5%～13.0% Cr、2.70%～3.20%Ti、1.00%～1.80% Al、C≤0.05%，Mn≤1.00%，Si≤0.80%，P≤0.020%，S≤0.020，余 Fe。

镍在合金中的主要作用是稳定奥氏体结构。在 Fe-Ni 二元系中，当镍含量超过 36%时，即使冷冻到－196℃也不会发生 γ→α 的转变，此外，镍还能与钛，铝形成 Ni_3（Ti，Al）型的 γ′相而强化合金。但镍含量过高将降低合金弹性模量，同时提高居里温度，可能使合金变成铁磁性材料。

表 11.5-12　沉淀强化型铁镍基高弹性合金的主要性质

合金	状态	E/MPa	G/MPa	β_E /$10^{-6}K^{-1}$	α /$10^{-6}K^{-1}$	$\rho/\mu\Omega\cdot m$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.005}$/MPa	δ/%	硬度
3J1	950℃水淬						590 ~ 690	295 ~ 340		34 ~ 36	150 ~ 160HB
	950℃水淬 + 675℃ × 4 h 时效	176 000 ~ 196 000	77 500	200 ~ 250	12 ~ 14	0.9 ~ 1.0	1 130 ~ 1 220	785 ~ 980	590 ~ 685	14 ~ 18	330 ~ 350HB
	950℃水淬 + 50%冷变形 + 700℃ × 4 h 时效						1 372 ~ 1 617	1 274 ~ 1 421	1 107	2	435HV
3J2	980 ~ 1 000℃水淬						830 ~ 880	490 ~ 590		25 ~ 30	200 ~ 215HB
	1 000 ~ 1 050℃水淬 + 750℃ × 4 h 时效	195 000 ~ 206 000	78 500	200 ~ 250	12 ~ 14	1.0 ~ 1.1	1 220 ~ 1 370	880 ~ 1 080	685 ~ 785	8 ~ 10	400 ~ 420HB
	980℃水淬 + 50%冷变形 + 750℃ × 4 h 时效						1 372 ~ 1 715	1 274 ~ 1 568		5 ~ 10	400 ~ 420HB
3J3	980 ~ 1 000℃水淬						880 ~ 930	590 ~ 640		20 ~ 25	215 ~ 230HB
	1 000 ~ 1 050℃水淬 + 750℃ × 4 h 时效	196 000 ~ 206 000	78 500	200 ~ 250	12 ~ 14	1.00 ~ 1.25	1 370 ~ 1 470	1 080 ~ 1 130	785 ~ 880	6 ~ 7	440 ~ 450HB
	1 000℃水淬 + 50%冷变形 + 750℃ × 4 h 时效						1 372 ~ 1 864	1 274 ~ 1 568	1 274	3	540HV

铬在合金中提高合金的电极电位，保证合金的耐蚀性。铬溶入固溶体中可起到固溶强化的作用。铬还能够降低居里温度，保证合金无磁性。但铬含量（质量分数）不应超过13%，否则容易出现脆性相 σ，使合金变脆，难于冷加工。

钛是合金的主要强化元素之一，能与镍等元素形成强化相——Ni_3（Ti，Al）型的 γ′相。钛含量（质量分数）大于3%以后，合金的力学性能变化不明显，继续提高这个元素的含量已没有实际意义，而由于钛及由其生成的 TiC 很容易偏析，造成合金的组织不均，使合金出现脆性。因此，要控制钛含量（质量分数）在3%以下。

铝和钛相似，也是主要强化元素。它除了形成 γ′强化相外，还可避免 σ 相的形成，改善合金的塑性。

碳的含量应尽量低，避免生成 $Cr_{23}C_6$，以提高合金的抗晶间的腐蚀性能。

2.3.2　3J1 合金的热处理

将3J1合金加热到固溶温度（一般为950℃）以上，然后迅速冷却（水淬）至室温，可以得到单相的过饱和固溶体。这类单相固溶体有较低的强度和硬度，以及较高的塑性，便于进行各种冷加工和弹性元件的制作。由于过饱和固溶体是亚稳定的，在随后的时效过程中将从 γ 固溶体中析出 γ′相——Ni_3（Ti，Al）使合金强化，从而获得所需的物理和力学性能，较适宜的固溶加热温度为900 ~ 950℃。图 11.5-6 是3J1合金的性能与固溶处理加热温度的关系。

合金在固溶处理后得到的单相过饱和固溶体，在随后的时效处理过程中将发生分解，析出第二相。这个分解过程有两个阶段，第一阶段析出具有面心立方结构的 γ′有序相 Ni_3（Ti，Al）或（Ni，Fe）$_3$（Ti，Al）。第二阶段是 γ′相转变为密排六方结构的有序相 Ni_3Ti。γ′相的析出有两种机制，其一是晶界析出，γ′相呈棒状（直径在10 ~ 60 nm），并以一定周期平行排列成薄片状。其二是从晶内析出，γ′相呈球状，并与基体共格，大小为5 ~ 60 nm，图 11.5-7 是时效温度与合金性能的关系。3J1合金适宜的时效处理规范为650 ~ 700℃ × 4 h，空冷。

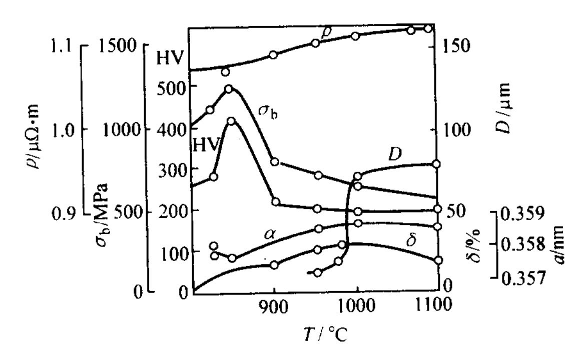


图 11.5-6　3J1 合金的性能与固溶加热温度的关系

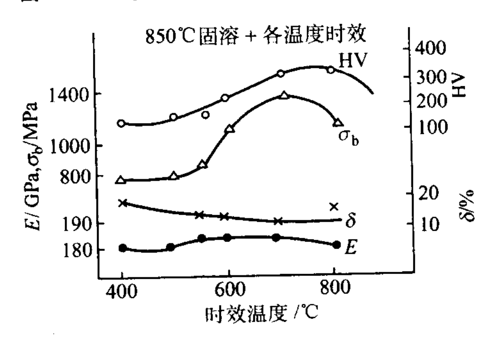


图 11.5-7　时效温度对 3J1 合金性能的影响

2.3.3　钼对 3J1 合金组织和性能的影响

在3J1合金中添加质量分数为5% ~ 8%的 Mo，有4%Mo 溶解于奥氏体中起到固溶强化的作用，与此同时合金中将出现新的强化相（Fe，Ni，Cr）$_2$（Mo，Ti），但其数量比 γ′相少得多，且与基体不共格，只起到辅助强化的作用。

合金中加入钼能使 γ′相更稳定，难于向 η 相转变，使 γ′相成为（Ni，Fe）$_($Ti，Al，Mo)，而且钼与空位互相吸引使其



流向晶界的速度减缓，降低了晶界的扩散速度，减小了γ'相在晶界和晶内析出的不一致性。钼提高合金固溶处理时的加热温度（3J2 为 980℃；3J3 为 1 000℃），延缓了时效过程，提高了时效强化温度（最佳时效温度上升到 750℃）。由于钼的加入，可以显著提高合金的高温力学性能和抗松弛稳定性，此外合金的弹性模量以及室温力学性能也有所提高。表 11.5-13 列出添加钼的合金 эп51 和 эп52 的主要化学成分。图 11.5-8 是三个合金的性能与时效处理规范的关系。

表 11.5-13 加钼合金的主要化学成分（质量分数） %

牌号	Ni	Cr	Mn	Mo	Ti	Al	Fe
ЭП51	35~37	12.5~13.5	0.8~1.2	4.5~5.5	2.7~3.2	1.0~1.3	余量
ЭП52	35~37	12.0~13.5	0.8~1.2	7.5~8.5	2.7~3.2	1.0~1.3	余量

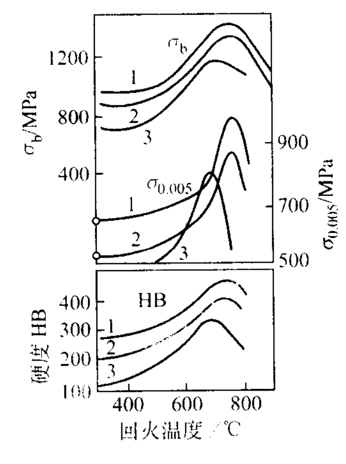


图 11.5-8 3J1、3J2 和 3J3 合金的性能与时效处理温度的关系
1—3J3；2—3J2；3—3J1

2.4 镍基高弹性合金

镍基高弹性合金是在耐热合金基础上发展起来的一类弹性材料，热强性好，工作温度一般高于 180℃，其中部分合金超过 600℃。此外，它们的耐蚀性也较高，而且大部分合金在较大温度范围内保持无磁性。镍基高弹性合金大致可以分为三类：①具有高导电性能的镍铍合金，例如 $NiBe_2$，NiBeTi 等；②耐蚀性优良的镍铜合金，例如 Monel 等；③高温性能良好的高温高弹性合金，例如 Inconel，70НХБМВЮ 等。

2.4.1 镍铍合金

镍铍合金具有高强度、高弹性、高导电等特性，是良好的导电弹性材料。在国外，20 世纪 20 年代末就开始了研制工作，1948 年日本开始研究 Ni-2%Be（质量分数）合金，苏联从 1956 年开始研制镍铍合金 ЭИ996。我国在这方面的研制工作较晚，大约是 60~70 年代的事情。在 $NiBe_2$ 合金中添加钛可提高合金的抗疲劳强度和耐蚀性。而添加 Co、Mo，W 或 B 等元素，则有利于提高合金的耐热性，表 11.5-14 和表 11.5-15 是 $NiBe_2$ 和添加其他元素后新合金的化学成分和性能。

表 11.5-14 镍铍合金的主要化学成分（质量分数） %

合金	Be	Ti	Co	W	Ni
NiBe2	2				余量
NiBe2Ti	2	0.5			余量
NiBe2Co3W6	1.5~1.9		2.5~4.0	5.5~6.9	余量
NiBe2Co3W8	1.5~1.9		2.5~4.0	7.0~9.0	余量

2.4.2 镍基高温高弹性合金

高温高弹性合金是在镍基变形高温合金基础上发展起来的弹性材料，其中英国在电热合金 Ni80Cr20 合金的基础上研制出 Nimonic 系列合金（包括 Nimonic 75、Nimonic 80A 等）；美国在耐蚀合金 Ni80Cr14Fe 的基础上研制出 Inconel 系列合金（包括从 Inconel 600 到 Inconel 751 等）。原苏联在高温合金 Nimonic 的基础上研制开发出 Эп435、Эп437、Эп617、Эп826 等合金。我国研制高温高弹性合金的时间较晚，是 20 世纪 60~70 年代的事情。

表 11.5-15 镍铍合金的主要性能

合金	状态	E/MPa	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.005}$/MPa	HV
NiBe2	1 020~1 050℃淬火	194 000	784~804	313~329		<250
	淬火+500~520℃×3 h 时效	196 000	1 667~1 795	1 393~1 461	883~1 079	500
NiBe2Ti	1 020~1 050℃淬火+500℃×3 h 时效	196 000	1 765	1 471	1 080	500
NiBe2Co3W6	1 060℃淬火+冷变形+600℃时效	196 000~206 000	1 814	1 618	1 100	500
NiBe2Co3W8	1 060℃淬火+冷变形+600℃时效	196 000~206 000	1 814	1 618	1 100	500

高温高弹性合金的主要特点是热强性好，耐蚀性较高，大部分合金在较宽温度范围内保持无磁性。常用的镍基高温高弹性合金有 Ni-Cr 系，Ni-Cr-Co 系和 Ni-Cr-Nb 系合金。表 11.5-16 和表 11.5-17 分别列出主要的化学成分和相应性能。这类合金主要用于制造高温弹性元件和耐蚀弹性元件，例如彩色显像管焦栅、支撑弹簧片、自动化仪表调压阀门弹簧、发电机刷簧片，以及含酸介质中的弹性元件。

表 11.5-16 部分镍基高弹性合金主要化学成分（质量分数） %

合金	C	Cr	Nb	Mo	W	Co	Ti	Al	Ni	其他
Inconel 706（美）	≤0.06	14~17	2.5~3.5				1.5~2.0	0.35	39~44	Fe 余量 B<0.006
Inconel 718（美）	≤0.08	17~21	4.5~5.5	2.8~3.3			0.5~1.2	0.2~0.6	余量	Fe16~21 B<0.006
Wasploy（俄）	0.04~0.10	18~21		3.5~5.5		12~15	2.5~3.5	1.2~1.6	余量	Zr≤0.08 Fe<2.00 B<0.01



续表 11.5-16

合　金	C	Cr	Nb	Mo	W	Co	Ti	Al	Ni	其他
ЭП 578（俄）	<0.05	18~20			9~10.5	5.5~6.5	2.75~3.2	1.3~1.8	余量	B<0.05
70НХБМВЮ（俄）	≤0.06	14~16	9~10	3~4	1.7~2.3		5	0.6~1.1	余量	
60НХБМВЮ（俄）	≤0.06	24~26	8~9	3~4	1.7~2.3			0.5~1.0	余量	
70НХЪМВЮ（俄）	≤0.06	14~16	9.5~10.5	4~6				1.0~1.5	余量	
Inconelx-750（日）	≤0.08	14~17	0.7~1.2				2.25~2.7	0.4~1.0	>70	Fe5~9
NiCoWMoCr（日）	≤0.05	1~8		（Mo+W）=5~25		10~25	5		50~75	Cu≤0.5

表 11.5-17　部分镍基高弹性合金的主要性能

合金	状　态	E/MPa	σ_b/MPa	σ_e/MPa	δ/%	硬度	使用温度/℃
Inconel 706	980℃×1 h空冷+840℃×3 h空冷+720℃×8 h，55℃/h冷却+620℃×8 h空冷	192 000	1 379	981	18		600
Inconel 718	980℃×1 h空冷+720℃×8 h，55℃/h冷却+620℃×8 h空冷	223 000	1 450	1 186	4	490HV	600
Wasploy	1 080℃×4 h空冷+845℃×24 h冷却+760℃×16 h空冷	210 000	1 320	700	25		600
ЭП578	1 160℃，水冷+30%冷变形+800℃×1 h+700℃×2 h，空冷	211 000	1 520	1 128	4		500
70НХБМВЮ	1 150℃，水冷+750℃×5 h，空冷	216 000	1 569	1 128	11	48HRC	550
60НХБМВЮ	1 150℃，水冷+750℃×5 h，空冷	206 000	1 422	1 128	10	46HRC	550
70НХБМЮ	1 150℃，水冷+750℃×5 h，空冷	216 000	1 520	1 128	4	47HRC	550
Inconelx-750	1 150℃×2 h空冷+840℃×24 h，空冷+705℃×20 h，空冷	215 000	1 300		24	40HRC	600
NiCoWMoCr	90%冷加工+时效	226 000	2 746	1 569		735HV	

2.5　钴基高弹性合金

2.5.1　钴基高弹性合金的特点及其发展

钴基高弹性合金是综合性能很好的弹性合金，具有高的弹性性能（高的弹性模量、高的弹性极限和极低的非弹性效应等）和强度，以及高的耐疲劳性能、高硬度、耐磨、无磁和在许多介质中有较高的耐蚀性，工作温度可达到400~500℃。因此，广泛地应用于制作钟表发条、张丝、轴夹、特殊轴承以及其他各种弹性元件。钴基高弹性合金的一个重要特点，就是该合金通常在固溶处理后，必须经过强烈的冷变形，再进行回火处理，才能获得最佳的性能指标。

我国在1958年开始研制钴基高弹性合金，先后研制成功3J21和3J22合金，表11.5-18和表11.5-19列出了钴基高弹性合金的化学成分和性能。

表 11.5-18　常见钴基高弹性合金的化学成分（质量分数） %

合金	C	Si	Mn	Co	Ni	Cr	Mo	W	其他
3J21	0.07~0.12	≤0.6	1.7~2.3	39~41	14~16	19~21	6.5~7.5		Fe余量
3J22	0.08~0.15	≤0.5	1.8~2.2	39~41	15~17	18~20	3~4	4~5	Fe余量
Elgiloy	0.15	<0.5	2	40	15.5	20	7		Be 0.04 Fe余量
K40HXM	0.07~0.12	≤0.6	1.8~2.2	39~41	15~17	19~21	6.4~7.4		Fe余量
K40HXMB	0.09~0.11	≤0.5	1.8~2.2	39~41	14~16	18~20	3~4	3.5~4.5	Fe余量
K40TЮ	≤0.05	≤0.5	1.8~2.2	39~41	18~20	11~13	3~4	6~7	Ti 1.5~2.0; Al0.5 Fe余量
Nivaflex	0.03	≤0.5	1.0	40~45	21	18~20	4	4	Be0.3 Fe余量
NAS604PH	0.10~0.15	≤0.5	1.0	≥40	15.5~17.5	20.5~22.5	5.8~6.8		Fe余量
Phynox	0.15		2.0	38	17	20	7		Fe余量



表 11.5-19 常用钴基高弹性合金的主要性能

合金	状态	E/MPa	σ_b/MPa	σ_e/MPa	δ/%	硬度 HV	$\rho/\mu\Omega\cdot m$	使用温度/℃
3J21	1 150 ~ 1 180℃固溶 + 冷变形 + 400 ~ 450℃ × 4 h 回火	200 000	2 354 ~ 2 549	1 373 ~ 1 569	3 ~ 5	600 ~ 700	0.9 ~ 1.0	400
3J22	1 150℃ ~ 1 180℃固溶 + 冷变形 + 500 ~ 550℃ × 4 h 回火	206 000	2 356 ~ 2 746	1 619 ~ 1 668	4 ~ 6	≥750	0.9 ~ 1.0	400
Elgiloy	固溶 + 冷变形 + 回火	210 000	2 451 ~ 2 530	1 598 ~ 1 667		700	0.9	40
K40HXM	1 150℃ ~ 1 180℃固溶 + 冷变形 + 400 ~ 450℃ × 4 h 回火	205 000	2 452 ~ 2 648	1 589	3 ~ 5	600 ~ 700	0.9 ~ 1.0	400
K40HXMB	1 150℃ ~ 1 180℃固溶 + 冷变形 + 500 ~ 550℃ × 4 h 回火	211 000	2 942 ~ 3 128		4 ~ 6	680 ~ 720	0.9 ~ 1.0	400
K40TIO	1 150℃ ~ 1 180℃固溶 + 冷变形 + 500 ~ 550℃ × 4 h 回火	216 000	1 961 ~ 2 256	1 177	4 ~ 6	550 ~ 600	1.0 ~ 1.1	400
Nivaflex	固溶 + 冷变形 + 回火	221 000	2 452	1 765		710	1.0	
NAS604PH	固溶 + 冷变形 + 回火	203 000	2 373	1 559	> 1	660 ~ 700		550
Phynox	固溶 + 冷变形 + 回火	206 000	2 403	1 667		650	0.95	

2.5.2 3J21 合金

(1) 合金元素的作用

3J21 合金是钴基高弹性合金中的一个典型牌号，属 Co-Cr-Ni-Fe 系奥氏体合金，其中，Co、Cr、Ni、Fe 是过渡族元素，具有较高的杨氏模量。由于 Co、Ni、Fe 是铁磁性元素，因此铬的加入除了固溶强化和提高合金耐蚀性外，又可降低合金的居里点。当铬含量质量分数（Cr）超过 12%时，就可使合金的居里点降低到零度以下，保证合金在室温时无磁性。钼的原子半径比合金的基体元素 Co、Cr、Ni、Fe 都大，它的加入将引起固溶体点阵的强烈畸变，是主要固溶强化元素。此外，钼还能与 Cr、Fe 形成复杂碳化物（Cr、Fe、Mo)$_{23}$C$_6$，在回火后使合金获得附加强化。碳是形成复杂碳化物相的元素，当它的含量质量分数（C）低于 0.06%时，合金的强度和硬度均将下降；而质量分数（C）高于 0.16%时，引起合金的脆性。质量分数（Mn）应控制在 1% ~ 3%范围内，当质量分数（Mn）低于 0.8%时，合金的热、冷加工性能均将降低。硅的含量质量分数（Si）不宜超过 0.6%，否则将使合金的加工性能变坏。

(2) 热处理对合金组织和性能的影响

1) 固溶处理　在退火状态下，3J21 合金由 γ 相固溶体和（Cr，Fe，Mo)$_{23}$C$_6$ 型碳化物组成。固溶处理就是将上述碳化物溶解，形成单相 γ 固溶体。为冷变形和回火强化做好准备。加热到 900 ~ 1 000℃时，合金中的碳化物就能强烈地溶解于 γ 固溶体中。试验证明，固溶处理温度以 1 150 ~ 1 180℃为宜，若温度过高，由于过热将导致塑性下降。固溶处理温度还与合金中碳含量有关，碳含量较高时，碳化物充分溶解的温度也较高，所以要相应提高固溶处理温度。

2) 冷变形　冷变形是固溶处理后 3J21 合金获得回火强化的前提条件。冷变形不仅使合金的亚结构细化，内应力增加，形成大量变形孪晶和点阵缺陷，直接强化了合金，而且也为随后回火时碳、钼等元素的原子产生偏聚，强化合金创造了条件。试验证明，冷变形量越大，回火后的强化效果也越显著，但塑性下降。因此，3J21 合金的冷变形率一般不要超过 60%。

3) 回火处理　回火处理是合金的最后一道工序，而且也是经冷变形后合金进一步强化的重要工序。为了获得最佳强度指标，又具有良好的韧性和耐疲劳性能，3J21 合金适宜的回火是 300 ~ 450℃ × 4 h。

2.6 铌基高弹性合金

铌基高弹性合金是以难熔金属为基添加 Ti、Al、Mo、Zr、V 等一种或多种元素组成的弹性材料。这类合金的特点是耐高温、无磁、耐腐蚀，并且有一定强度，部分合金还有小的弹性模量温度系数，但弹性模量较低。这类合金主要应用于制造高温或耐蚀的弹性元件。

原苏联在铌基高弹性合金方面做了许多研究工作，研制成功一系列合金。早在 1966 年就研制成功 55БТЮ 合金，1968 年又研制成添加 Ti、Mo、Cr、V、Al 的铌基合金，此后，在 70 年代又先后研制出多种耐高温、耐腐蚀性能更加优良的铌基合金。我国近十多年来也开展铌基合金的研究工作，并取得一定成果。表 11.5-20 和表 11.5-21 是铌基高弹性合金的化学成分和相应的性能。

表 11.5-20 铌基高弹性合金化学成分（质量分数） %

合金	C	Ti	Mo	Al	Zr	V	Nb	其他
55БТЮ		39.5		5.5			余量	
БТ25А5		26.4		5.5			余量	
Nb-10Ti-5Mo		10	5				余量	
Nb-10Ti-5V		10				5	余量	
Nb-15Ti-4.5Al		15		4.5			余量	
Nb-25Ti		2.5					余量	
Mo-Zr-Ti-Cr	0.03	1.9	3.7		2.3		余量	$C_6$1.7
Nb-Ti-Al-Mo-Zr-Hf		34 ~ 42	2 ~ 6	4 ~ 7	≤3		余量	Hf≤4

表 11.5-21 铌基高弹性合金主要性能

合 金	状 态	E/MPa	$\beta_E/10^{-6}K^{-1}$	$\rho/\mu\Omega\cdot cm$	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	$\sigma_{0.002}$/MPa	硬度	δ/%
55БТЮ	淬火 + 40% 冷加工 + 725℃回火				1 177	981	917		7
БГ25А5	1 000℃热压，轧制 + 700℃ × 15 h，真空退火	123 000		15			1 128 ($\sigma_{0.003}$)		
Nb-10Ti-5Mo	冷加工 + 700℃ × 2 h，回火		10 ~ 20		991	931.6		227HB	1.0
Nb-10Ti-5V	冷加工 + 700℃ × 2 h，回火				1 177	1 059			1.2
Nb-15Ti-4.5Al	冷加工 + 650℃ × 2 h，回火				1 540	1 461			1.0
Nb-25Ti	冷加工 + 700℃ × 1 h，退火	108 000		0.54			853 ($\sigma_{0.003}$)		
Nb-Mo-Zr-Ti-Cr	1 600℃真空淬火 + 950℃ × 3 h，回火				981	834			3 ~ 7
Nb-Ti-Al-Mo-Zr-Hf	35% 冷加工 + 725℃ × 1 h，回火				1 157	1 118	932 ($\sigma_{0.003}$)		1.0

2.7 新型高弹性材料

2.7.1 复合高弹性材料

复合高弹性材料是采取不同的方法将两种或多种材料复合起来的新型弹性材料。这类材料具有任何一种单一材料所无法比拟的优异性能，特别是在强度和比弹性模量（弹性模量和密度的比值 E/d）方面具有很高的数值，可以满足空间技术和深水开发等对材料提出的越来越高的要求。近十多年来欧美各国、日本、澳大利亚和原苏联都做了大量研究工作。复合弹性材料可以分为三大类。

第一类是纤维强化型复合弹性材料。它是在较软的基体（如金属、合金）中加入一种强度高、密度小，基本上不溶解的纤维状第二相材料制作而成。这类材料的特点是强度高、弹性好、密度小，并具有良好的高温特性，特别适用于重量小的场合，例如空间技术等。用于制作纤维的材料有铝、铍、氧化铝、氧化铍和石墨等。1963 年英国制成一个高强度、高弹性石墨纤维复合弹性材料。通常是用模锻和热压的方法来制造石墨纤维在钴和镍中的复合材料，近几年这类材料发展很快。

第二类是复合弹性材料。这类材料是利用两层或多层金属叠合而成，它综合了每一组元材料的优点，从而得到单层金属或合金难以或不能达到的性能，例如原苏联在 1969 年研制出用弹性较高而耐蚀性一般的 ЭИ702 与耐蚀性较好，但弹性较低的 ЭИ943 复合成兼有较高弹性和耐蚀性的复合弹性材料。由于复层弹性材料具有较高的综合性能，使它们在工程上的应用日趋广泛。

第三类是粒子强化型复合弹性材料。其制造方法是用机械的方法（不是合金化方法）使微小的粒子分散于较软的基体中。这类弥散的微小粒子阻碍了晶体中位错的移动，而使金属或合金获得了强化。这种微小粒子以硬度高，且难熔的氧化物和金属间化合物为佳。例如在铜合金中加入不溶解的铅粒，以利于切削和轴承润滑。在韧性基体中加入 Cr、W、Mo 等的微小粒子可以制取耐高温的高弹性材料。

2.7.2 磁-弹性合金

磁-弹性合金的特点是既具有高的弹性，又具有一定的磁性能。这类材料是 20 世纪 70 年代初期为适应自动控制系统发展的需要，而研制开发出来的，为了提高压力仪表的计量精度，70 年代开始采用电磁传感器代替压力传感器，电磁传感器是通过膜片产生微量位移，使磁通量变化而输出信号的，因而要求膜片材料既具有高的弹性、小的弹性后效，又具有高的磁导率和小的磁导率温度系数。

世界上最早研制开发弹性合金并付诸应用的国家是美国和日本。这两个国家在 20 世纪 70 年代初期就先后研制出各自不同成分的磁-弹性合金，其中，日本研制的是 Fe-17Cr-4.5Ni-0.3Ti 合金，该合金具有高饱和磁感、低矫顽力和良好的弹性。合金经 85% 的冷塑性变形并在 450℃ 回火处理后，获得如下性能：磁感应强度 B_{1989} = 1.35 T，矫顽力 H_c = 770 A/m，弹性极限 σ_e = 1 226 MPa，已用于电子交换机上的自动开关弹簧。美国为解决宇航动力微型发电机转子材料，研制了一系列磁-弹性合金，例如 Fe-30Co-12Ni-3Ta-1W-0.4Ti-0.4Al 合金，其 $B_{2000\ A/m}$ = 1.82 T、矫顽力 H_c = 2 172.47 A/m，屈服强度 σ_s = 1 236 MPa。

我国为了满足电磁传感器对膜片材料的要求，在 20 世纪 70 年代也开始了对磁-弹性合金的研制开发，各单位研制的合金成分不尽相同，其相应的性能也各有差异，较典型的化学成分（质量分数）为：≤0.05% C、14% ~ 20% Cr、6% ~ 10% Ni、1% ~ 5% Co、2% ~ 4% Mo、1% Al，余铁，此合金经 950℃，水冷的固溶处理后，再经 70% ~ 80% 的冷变形和 500℃ × 1 h 后的回火后，其主要性能为：σ_b = 1 216 MPa、δ = 6.5%，HV = 495、E = 216 000 MPa、$B_{4000\ A/m}$ = 1.32 T、H_c = 665 A/m、磁导率温度系数 0.065%（室温 - 100℃）。这个合金还具有良好的加工性能和耐蚀性。

3 恒弹性合金

3.1 概述

一般金属的弹性模量 E 和 G 随温度的升高而降低，相应的弹性模量温度系数 $\beta_E = dE/EdT$ 和 $\beta_G = dG/GdT$ 为 1×10^{-4}/℃数量级，恒弹性合金的特点是在一定的温度范围（如 -60 ~ +100℃）内，其 E 或 G 以及可制得元件的共振频率 f_0 基本不随温度而变化，相应的 β_E 或 β_G 值及频率温度系数 β_f（$\beta_f = df/f_0dT$）≤ 2×10^{-5}/℃。这使恒弹性合金在仪器仪表、通讯、计量等领域中获得了广泛的应用。

弹性模量温度系数 β_E 与切变模量温度系数 β_G 是有区别的。

因为 $G = \dfrac{E}{2(1+\mu)}$

所以 $\dfrac{\partial G}{\partial T} = \dfrac{1}{2(1+\mu)}\left(\dfrac{\partial E}{\partial T} - \dfrac{E}{1+\mu}\times\dfrac{\partial \mu}{\partial T}\right)$

所以$\frac{\partial G}{G\partial T}=\frac{\partial E}{E\partial T}-\frac{\partial \mu}{(1+\mu)\partial T}$

即 $\beta_G=\beta_E-\frac{\partial \mu}{(1+\mu)\partial T}$

可见，β_E 与 β_G 的差异与材料的泊松比 μ 的温度系数有关，通常，μ 随温度升高而增加，即$\partial \mu/\partial T>0$，故 $\beta_G<\beta_E$，只有某些特殊合金才有$\partial \mu/\partial T=0$，此时 $\beta_G=\beta_E$。

弹性元件在工作过程中的受力情况是不相同的，对于承受拉应力的弹性元件，应对 β_E 提高要求，而对于承受切应力的弹性元件，则应对 β_G 提高要求，特殊情况下对二者均提出要求。

弹性模量随温度升高而增加的现象称为弹性反常，若在某一温度区间，弹性反常能补偿正常的弹性模量随温度升高的降低值，则可在该温度区间获得恒弹特性，制得恒弹合金。

依据弹性反常的本质可把恒弹性合金分成以下几类。

1）由物质磁性导致的反常

Invar 反常型：例如 Fe-Ni 系（3J53、Ni-SpanC）和 Co-Fe 系（Co-Elinvar）恒弹性合金。

铁磁-顺磁转变型：例如镍基恒弹性合金。

反铁磁-顺磁转变型：例如锰基、铬基和 Fe-Mn 系恒弹性合金。

2）由各向异性的弹性反常　例如铌基，钯基恒弹性合金。

3）由有序—无序转变导致的弹性反常　例如 Ni-Ti 金属间化合物型恒弹合金。

上述各类恒弹性合金中，只有 Invar 反常型恒弹合金，因具有性能对成分不太敏感、加工性好、价格适当、性能稳定性好等特点，而获得广泛的应用，本节将予以详述。

具有 Invar 反常的铁磁性合金，在居里温度以下，其弹性模量 E 可表示为

$$E=E_P+\Delta E$$

式中，E_P 为顺磁状态时该温度下的弹性模量，可由居里温度以上顺磁状态下的弹性模量外推得出；而 ΔE 则为铁磁性对弹性模量的贡献。

$$\Delta E=\Delta E_W+\Delta E_A+\Delta E_\lambda$$

式中，ΔE_W 为力致体积磁致伸缩导致弹性模量的变化；ΔE_A 为与本征磁化过程相关的自发体积磁致伸缩导致弹性模量的变化；ΔE_λ 为力致线磁致伸缩导致弹性模量的变化。Invar 反常型合金中 ΔE_W 与 ΔE_A 比一般铁磁性材料大得多。

于是，Inavar 反常型恒弹性合金是借成分和工艺的调整，使 ΔE 和 E_P 的温度关系得以互相补偿而获得恒弹性特性，如示意图 11.5-9 所示。

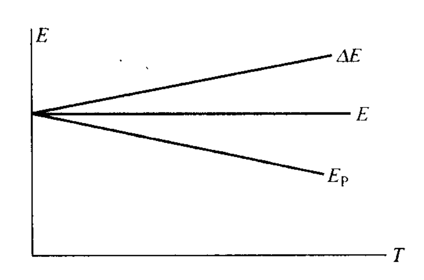


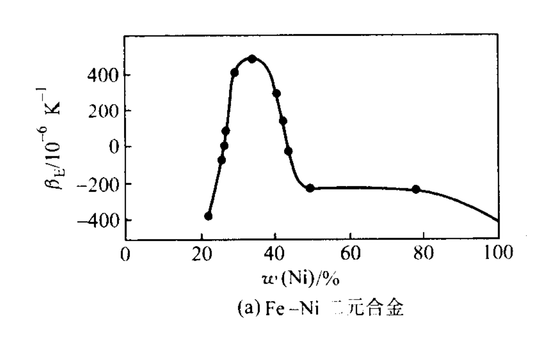
图 11.5-9　获得恒弹性的示意图

除恒弹性以外，恒弹性合金还应具有其他性能，例如，静态应用的恒弹性合金应具有高的弹性极限，小的非弹性行为（见表 11.5-2），音叉，滤波器振子用的恒弹合金应具有高的 Q 值；换能器，耦合丝用的恒弹合金应当具有低 Q 值。此外，无论动、静态应用的恒弹合金均应具有塑性好，易加工，有一定的耐蚀性等综合性能。

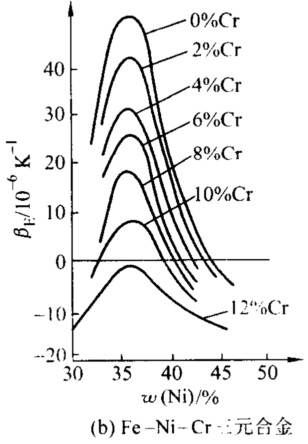
值得注意的是，恒弹性合金的应用要求其性能有良好的一致性和时间稳定性，与之相应，对恒弹性合金的冶炼，加工和热处理都提出了十分严格的要求，这是恒弹性合金的一个显著特点。

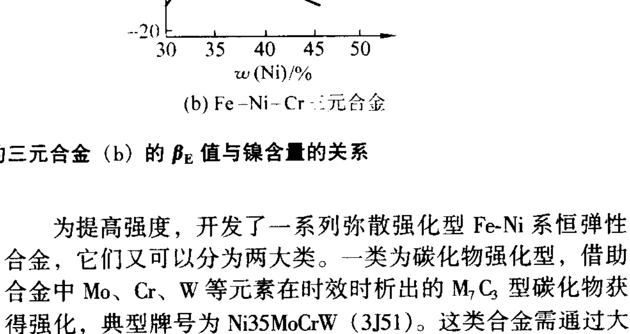
3.2　Fe-Ni 系恒弹性合金

Invar 反常型恒弹性合金中，Fe-Ni 系恒弹性合金获得了最广泛的实际应用。Fe-Ni 二元素合金的 β_E 值与镍含量的关系如图 11.5-10 所示。



(a) Fe－Ni 二元合金





(b) Fe－Ni－Cr 三元合金

图 11.5-10　Fe-Ni 二元合金（a）及添加 Cr 的三元合金（b）的 β_E 值与镍含量的关系

由图 11.5-10 可见，当含镍质量分数为 28% 和 44% 时，Fe-Ni 合金具有恒弹特性，但 β_E 值对镍含量的微小波动十分敏感，难以制成工业应用的合金，为此，首先加入第三元素铬以克服上述不足（见图），从而出现了最早的 Fe-Ni 系恒弹合金 Elinvar。Elinvar 的名义成分质量分数为 Fe-36% Ni-12% Cr。该合金的缺点是强度偏低。

为提高强度，开发了一系列弥散强化型 Fe-Ni 系恒弹性合金，它们又可以分为两大类。一类为碳化物强化型，借助合金中 Mo、Cr、W 等元素在时效时析出的 M_7C_3 型碳化物获得强化，典型牌号为 Ni35MoCrW（3J51）。这类合金需通过大冷变形量促进碳化物析出，故塑性偏低，只能以带材、丝材的形式使用，不能制成形状复杂的弹性元件，另一类是金

属间化合物强化型，借助时效时析出 Ni_3（Ti，Al）型 γ' 相得到强化，典型牌号为 3J53（Ni-SpanC）。该类合金在固溶状态下具有好的塑性，可冷冲压成复杂形状的弹性元件，再经适当的时效处理可获得相当高的强度、Q 值和小的弹性滞后，同时还可将 β_E 或 β_G 调至零值附近，因此得到了广泛的应用。

常用 Fe-Ni 系恒弹性合金的牌号和化学成分见表 11.5-22。

现以 3J53（Ni-spanC）合金为例对金属间化合物强化型恒弹性合金做一简单介绍。

表 11.5-22　Fe-Ni 系恒弹性合金几种经典牌号的化学成分（质量分数）① %

序号	合金牌号	Ni	Cr	Ti	C	Mn	Si	Al	Be	Mo	W	其他
1	Elinvar	36	12									
2	Elinvar Extra	42	5.5	2.5	0.6	0.5	0.5	0.6				
3	Elinvar New	35	5		1	1					2	
4	Motelinvar	40	6		0.6	2				1.5	3	
5	Isollastic	36	7.5		0.1	0.6	0.5			0.5		Cu：0.2
6	Chronovar	36	9		0.7	1.7	0.4			0.5		
7	35XHMB	35	9		1.2	0.8	0.4			2	0.7	
8	3J53（Ni - Span C）	42	5.2	2.3	<0.06	0.4	0.4	0.4				
9	3J53（42НХТЮ）	41.5～43.5	5.1～5.9	2.4～3.0	≤0.05	0.5～0.8	0.5～0.8	0.5～1.0				
10	3J58（44НХТЮ）	43.5～45.5	5.2～5.8	2.2～2.7	≤0.05	0.5～0.8	0.5～0.8	0.4～0.8				
11	Ni - Span D	42	6.5	2.8	≤0.03	0.4	0.4	0.4				
12	Nivarox	37		2	≤0.05	0.8	0.2		1			
13	Nivarox M	31			0.03	0.7	0.1		0.7	6		
14	Nivarox CT	37	8	1	≤0.02	0.8	0.2		0.8			
15	Vibralloy	40								10		
16	3J57（Duriuval）	42		21	0.1	2		2				
17	Isoval	30			0.6	0.15	0.2			2.2	3.2	Nb：3.8 V：4.2
18	Thermelast	42							<1	8～10		

① 余 Fe。

3.2.1 化学成分

按 GBn220—84，3J53 合金的成分（质量分数，%）为：C≤0.05，Si、Mn≤0.08，41.5～43.0Ni，5.20～5.80Cr，2.30～2.70Ti，0.50～0.80Al，余铁。

3.2.2 合金中主要元素的作用

镍：与铁共同形成 Invar 反常材料，是产生恒弹性特性的基础，时效时析出 Ni_3（Ti，Al）型 γ' 相，使合金基体中的镍含量降低。与固溶状态相比，此时的 β_E 值将有可能提高，借助时效控制 Ni_3（Ti，Al）型 γ' 相的析出量，调整基体中的镍含量则可同时达到恒弹与强化的目的。这是此类恒弹性合金的显著特点。

铬：降低 β_E 值及其对镍含量的敏感性，起到固溶强化作用，以及提高耐蚀性。此外，铬还能提高合金的电阻率，有利于增加合金的 Q 值。

钛和铝：是形成 Ni_3（Ti，Al）型 γ' 相的元素，有强化和调节 β_E 值的作用。

3.2.3 3J53 合金的热处理，冷变形和组织

钢锭热加工和冷轧，冷拔变形率达 60% 时，均应进行固溶处理。

固溶处理工艺为 950～1 100℃，快冷，冷加工以前的快冷，应以水冷方式进行，冷加工过程中的固溶处理实为软化处理，需在保护气氛下加热和冷却。

在保证 γ' 相充分溶解的前提下，通常采用较低的固溶温度以减弱晶粒长大倾向，此外，处理的冷却速度要快，冷却的一致性要好，以便保证性能的一致性。

冷变形除了使材料具有可需的形状以外，还产生大量的点阵缺陷。为 Ni_3（Ti，Al）的析出提供大量优先形核的处所促使其弥散分布，对提高弹性极限和减小非弹性行为十分有利。此外，冷变形还可提高弹性模量-温度关系的线性度，有利于获得优异的恒弹性性能，因此以丝材形式供货的恒弹性合金往往在生产中采用尽可能大的冷拔变形量，然而过大的冷拔变形量所产生的织构，不利于带材的深冲性能，故冷拔变形量通常限制在 60% 内。

时效处理的目的，如前可述，是强化与获得恒弹性。

时效温度通常在 500～700℃之间，γ' 相析出的峰值温度于 550～650℃之间，时效除了提高强度，使 β_E 或 β_G 趋近于零值之外，还会导致其他物理性能，例如居里点、矫顽力、磁导率的显著变化。

应当注意的是，这类合金的 σ_e 与 σ_b 并不一定在同一时效温度下达到各自的最高值，σ_e 最高值对应的时效温度往往比 σ_b 低 30～50℃，而且，β_E 或 β_G 接近于零值的时效温度也不总与 σ_b 最高值的时效温度一致，为同时获得 σ_b 高与恒弹性特性，需仔细控制合金的成分和热机械处理工艺，这是恒弹性合金的另一个特点。

老化处理：无论是静态还是动态应用的恒弹性合金，时效以后均应进行老化处理，其目的是使制品的使用性能有高的时间稳定性和小的非弹性行为，这对动态应用的制品尤其重要。现已证实，机械滤波器振子的共振频率在不经过老化



处理时会随时间的延长而增加。目前，对老化处理的研究尚不十分深入，有的研究认为在居里温度以下保温及缓慢冷却进行的老化处理，可以降低低畴壁的易动性，因而是借助抑制和稳定 ΔE_λ 效应使性能稳定化的。

3.3　Co-Fe 系恒弹性合金

Co-Fe 系恒弹性合金起源于日本并主要在该国获得应用。

在 Co-Fe 二元合金中分别加入一定数量的 Cr、Mo、W、V、Mn，均可在一定成分范围内得到 β_E 或 β_G 趋近于零值的恒弹性特性，从而形成相应的 Co-Elinvar、Mo-Elinvan、W-Elinar、V-Elinvav 和 Mn-Elinvar 等恒弹性合金，在上述基础上进行多元素的复合合金化，即开发含 Cr、Mo、W 和 Ni 的 Co-Fe 基恒弹性合金 Elcolloy。

Elcolloy 合金是性能最好的 Co-Fe 系恒弹性合金，其特点是强度高（σ_b 高达 1 304.7 MPa），有可能取代 Co-Elinvar，获得更加广泛的应用。

Co-Fe 系恒弹性合金的另一特点是，每一牌号的合金均有几组成分具有恒弹性特性，各种合金的性能见表 11.5-23。

Co-Fe 系恒弹性合金的另一个发展趋势是降低其中钴含量并加入铌、钛、铝、硼等沉淀强化元素，派生出新的 Co-Fe 系恒弹性合金。由于沉淀强化，该类合金经热机械处理后具有相当高的强度，可显著减小非弹性行为，故主要用于制造弹簧静态应用的弹性元件。

表 11.5-23　Co-Fe 系恒弹性合金的成分与性能

合　金	成分（质量分数）/%								线胀系数 (10～50℃) $\alpha_l/10^{-6}K^{-1}$	切变模量 (20℃) G/GPa	切变模量温度系数 (20～25℃) $\beta_G/10^{-5}K^{-1}$
	Co	Fe	Cr	Mo	W	V	Mn	Ni			
Co 埃林瓦系	60 43.5 27.7	30.0 34.6 39.2	10.0 12.7 10.0					9.1 23.1	5.1 7.4 8.1	70.4 70.8 66.1	−0.2 0 −0.3
Mo 埃林瓦系	50.0 10.0	32.5 45.0		17.5 15.0				30.0	9.6 9.8	75.0 80.0	−0.2 −0.4
W 埃林瓦系	50.0 39.0	28.5 32.0			21.5 19.0			10.0	7.4 7.8	65.8 82.9	−0.7 +0.4
V 埃林瓦系	60.0 20.0	30.0 40.0				10.0 10.0		30	8.1 11.6	66.5 70.8	0 −0.7
Mn 埃林瓦系	55.0 35.0	37.5 30.0					7.5 10.5	20.0	9.8 11.5	81.0 55.6	−11.3 −4.3
Elcolloy 系	35.0 40.0	33.0 35.0	5.0 5.0	4.0	4.0 5.0			16.0 15.0	9.0 5.0		+0.5 −0.2

注：Co-Fe 系恒弹性合金的成分和性能见表 11.5-24。

表 11.5-24　Co-Fe 系恒弹性合金的成分与性能

合金号	化学成分（质量分数）/%					性能①					应用特性	
	Co	Cr	Ni	Nb	Fe	E /GPa	β_E (0～40℃) $/10^{-5}K^{-1}$	HV	σ_s MPa	σ_b MPa	用途	特性指标
1	33.2	8.5	8.8	3.4	余	184.7	−0.50	306	1 216	1 324		
2	32.7	5.0	16.0	3.4	余	185.4	−1.00	340	1 314	1 422		
3	31	10.2	16	3.4	余						游丝	时计温度系数 +0.1 S/（℃·d）
4	35.0	10.0	16	3.4	余						音片谐振器	$\beta_f+0.1\times10^{-5}$/K
5	32.2	9.3	16	3.4	余						螺旋弹簧	屈服点② 35 N

① 84%冷加工后 715℃×2.5 h 加热，以 100℃/h 的速度冷却的调质状态的性能。

② 螺旋弹簧 ϕ17.8mm，14 卷密着。同类型弹簧 Co 埃林瓦合金屈服点为 20 N。

3.4　非铁磁性恒弹性合金

许多仪器仪表中的恒弹性元件需用非铁磁性恒弹性合金，其目的是避免铁磁性弹性元件与磁场间的交互作用。例如，防止地磁场的变化对元件共振频率、弹性模量及恒弹性特性的影响，或者防止弹性元件本身对仪表内工作磁场的干扰。这些需要促进了对非铁磁性恒弹性合金的研究与开发。

非铁磁性恒弹性合金可以分成以下几类。

1）反铁磁-顺磁转变型　这类合金利用反铁磁-顺磁性转变时出现的弹性反常，借助合金化等手段使转变温度-尼尔温度 T_N 接近室温而获得恒弹性。

但是，由于反铁磁-顺磁性转变仅出现在一个比较狭小的温度区间，相应的恒弹性温度范围比 Invar 反常型的铁磁性恒弹性合金小得多。

锰、铬和 γ 相 Fe-Mn 合金在室温下均呈反铁磁性。在此基础上发展了 Fe-Mn 系、锰基和铬基非铁磁性恒弹性合金，

其代表性合金的成分与性能见表 11.5-25~表 11.5-27。

这些合金价格低廉，但 Fe-Mn 系和锰基合金耐蚀性差，锰基合金的性能对成分十分敏感、冷加工和热处理，而铬基合金则难以加工，仅能在铸态下进行机加工。此外，狭小的恒弹性温度范围都大大限制了这些合金的实际应用。

表 11.5-25 Fe-Mn 系恒弹合金的成分与性能

化学成分（质量分数）/%							
Mn	Co	Ni	Cr	V	W	C	Fe
27~31	—	—	—	0.8~2.4	0.1~1.0	0.2~0.8	余量
30	14	3	4	2		1	余量

性能		
σ_b	σ_s	β_E 或 $\beta_t/10^{-6}\cdot K^{-1}$
MPa		
1 128~1 255	981~1 177	(-10~40℃) 30
1 569		0

表 11.5-26 铬基恒弹性合金的成分与性能

合金	成分（质量分数）/%			性能					吸收系数 (10.95 MHz) /dB·cm^{-1}
	Fe	Mn	Cr	G /GPa	α (10~40℃) /$10^{-6}K^{-1}$	β_G (10~40℃) /$10^{-6}K^{-1}$	波速/m·s^{-1} 纵振	波速/m·s^{-1} 扭振	
Cr-Fe-Mn	4.2	0.6	余	110	0.1	-0.1	3 840	3 820	0.04

表 11.5-27 锰基恒弹性合金的成分与性能

合金种类	E /GPa	β_E (0~40℃) /$10^{-5}K^{-1}$	G /GPa	β_G (0~40℃) /$10^{-5}K^{-1}$	HV	α /$10^{-6}K^{-1}$
79Mn-21Ni	98.1	-2.5	36.7	-2.7	235	—
43Mn-57Cu	111.8	+0.3	43.0	-0.9	131	23.6
44Mn-55Cu-1Cr	132.4	+0.11	51.3	+0.08	145	22.1
67Mn-20Cu-13Ni	144.2	+0.21	46.5	+0.29	125	22.4
49Mn-41C-10Fe	135.3	-0.97	56.4	-0.20	250	22.4
42Mn-55Cu-3Mo	152	+2.03	62.0	+1.88	149	23.0
59Mn-16Ni-25Cr	161.8	+0.85	53.1	+0.83	250	21.6
80Mn-9Ni-11Mo	118.7	+0.05	51.0	+1.10	380	20.3
80Mn-20Ge	90.2	+1.5	—	—	255	12.2
54.75Mn-45.25Pt	174.6	-1.10	—	—	120	24.47

2）各向异性型　这类合金的特点是 β_E 和 β_G 显著各向异性，以 Pd-50%Au 合金为例，其 β_E 值沿 <111> 和 <110> 晶向为负；而沿 <100> 晶向上，在 -100~+250℃范围内为正。因此，借助强冷变形产生适当的织构，即可获得相应的恒弹性。

铌基合金 55NbTiAl（55БТЮ）是这类合金中最有代表的实用化合金。其标准成分（质量分数）为 Nb-39.5%Ti-5.5%Al，是一种沉淀强化型合金。

铌基合金，除了呈非铁磁性之外，还具有恒弹性范围宽（可达 500~700℃，$\beta_F=70\sim90\times10^{-6}/℃$）、$E$ 值低（$E=107.9\ GN/m^2$）、耐高温（可制成高温弹性合金）、高耐蚀和抗松弛稳定性好的特点。55NbTiAl 的性能示于表 11.5-28。

表 11.5-28 55NbTiAl 各种状态下的力学性能

35%冷加工后的时效温度/℃	σ_b	$\sigma_{0.2}$	$\sigma_{0.005}$	δ /%
	MPa			
原始状态（冷加工）	810	780	—	5
冷加工+650℃时效	1 170	1 170	1 000	脆断
冷加工+700℃时效	1 070	1 040	995	1.0
冷加工+725℃时效	1 050	880	835	2.5
冷加工+750℃时效	890	830	—	7.5

铌基恒弹性合金的不足之处，是其冶炼、加工和热处理工艺比较复杂，而且原材料昂贵，由于性能优越，它在要求



无磁、耐高温和高耐蚀的特殊条件下获得应用。

3）有序—无序转变型　这种恒弹性合金借助有序—无序转变时的弹性反常获得恒弹性。

目前，这类合金以 NiTi 金属间化合物为基，加入钴、铁等元素，其恒弹性温度范围高达 600℃，但这类合金难以加工，虽然具有非铁磁性、耐蚀及恒弹的特点，仍未得到实际应用。

3.5　高温恒弹性合金

一般 Invar 反常型的恒弹性合金，例如 Ni-SpanC 的恒弹性上限温度约为 100℃，但某些用途，例如石油开采业中井下用仪表的弹性元件的工作温度上限高达 300℃或更高，为满足这些要求，从两个途径开发了高温恒弹性合金。

其一，研制铌基高温恒弹性合金，即上节所述的 55-NbTiAl 等合金。

其二，在 Fe-Ni 基 Invar 反常型恒弹性合金中，借助加入钴提高的居里温度扩大恒弹性的上限温度，并加入一定数量的铬、钼、铌、钛和铝等元素进行强化，以提高弹性和减小非弹性行为，从而形成 Fe－Ni－Co 系高温恒弹性合金。

Incolloy903 是这类合金的一个典型牌号，其成分（质量分数）为 Fe-38% Ni-15% Co-3.4% Nb-1.4% Ti-0.7% Al，该合金的 E 与 G 在不同温度下的数值见表 11.5-29。

表 11.5-29　Incolloy 903 不同温度下的 E 与 G 值

温度/℃	－196	－73	38	204	427	649
E/GPa	149.1	147.2	147.1	148.1	153	148.1
G/GPa			59.5	60.3	61.0	52.7

Incolloy 903 的居里温度约为 460℃，在低于居里温度时，其线胀系数在（6～8）×10^{-6}/℃之间。因此，该合金兼备低膨胀与恒弹性的特点，除做恒弹性元件外，还可用作高温低膨胀元件。

除 Incolloy 903 外，我国也研制出几种 Fe-Ni-Co 系高温恒弹性合金，其成分和性能见表 11.5-30。

表 11.5-30　我国研制的几种高温恒弹性合金

主要成分（质量分数）	恒弹性性能/$10^{-6}K^{-1}$
Ni48Co2Ti3	室温～350℃，$\beta_f \leq |20|$
Ni47Co2Ti3Nb	室温～300℃，$\beta_f \leq |15|$
Ni33Co20Nb5Ti1.5	－60～300℃，$\beta_f \leq |25|$
Ni39Co13Nb4Ti1.5	室温～300℃，$\beta_E \leq |20|$

3.6　其他恒弹性合金

为适应使用条件和日益严格的技术要求，恒弹性合金发展的两个显著趋势是：进一步提高恒弹性特性，以满足新型频率元件的要求；减小非弹性行为，提高 Q 值和弹性极限，在此趋势下一些别具特色的恒弹性合金应运而生，它们可分为以下几种。

1）低频率温度系数恒弹性合金　这类合金在－10℃～＋55℃范围内的频率温度系数 $\beta_f \leq 2\times10^{-6}$/K，$Q \geq 15\ 000$，远较 Ni-SpanC 合金优越。

具体的成分（质量分数）为 Fe-43% Ni-5% Cr-1% Mo-2.8% Ti-0.7% Al-0.25% Cu，加入钼取代部分铬的目的是抑制 ΔE_λ 效应并提高 Q 值。

为保证上述性能。合金需在较高（1 080～1 100℃）温度下固溶处理并进行大冷变形量的加工，此外，为使性能一致性好，均匀的固溶温度和水淬时均匀的冷却速度是生产的重要关键。

该合金用于制造多路通讯载波机的机械滤波振子。

2）高强度恒弹性合金　静态应用的恒弹合金的弹性极限均大大低于高弹性合金，为降低恒弹元件的非弹性行为，必须研制在强度上与高弹性合金相当的恒弹性合金，目前，高强度恒弹性合金分为 Fe-Ni-Mo 和 Fe-Ni-Mo 系两种。

Fe-Ni-Mo 系高强度恒弹合金是在 Ni-SpanC 基础上，以钼代铬，以提高弹性极限，同时还能降低恒弹性特性对时效工艺的敏感性。

该合金的典型成分（质量分数）为 Fe-43.5% Ni-7.5% Mo-3% Ti-0.8% Al。固溶后时效状态下抗拉强度≥1 274 MPa；固溶、冷变形（变形量 80%）并时效后的抗拉强度≥1 568 MPa。此外，在上述两种状态下，该合金还具有“双恒”的特点，而在－60～＋100℃范围内 β_E 与 β_G 均≤|25|×10^{-6} K^{-1}。因此，特别适于制造复杂受力，即同时存在拉伸与剪切应变的恒弹性元件。

Fe-Ni-Mo 系高强度恒弹性合金的成分（质量分数）为 Fe-34%～38% Ni-16.2%～18.5% Co-6%～8% W-2.3%～3% Ti-0.3%～0.8% Al，并加入少量（0.001%～0.2%）硼、铈和镧。该合金的居里温度高，具有高温恒弹性特性。固溶冷变形并时效后的抗拉强度达 1 619 MPa 以上。

恒弹性合金在许多技术领域都获得了应用，这决定了该合金的性能各异，品种繁多，纵观恒弹性合金的发展，今后的趋势仍然有以下几个方面：提高弹性特性，即降低 β_E 值和 β_G 值，扩大恒弹性的温度范围，降低非弹性行为，即提高弹性极限，减小弹性后效的弹性滞后，提高 Q 值，获得综合物理化学性能，即提高耐蚀性，增加或减小磁性、导电性等，提高性能的一致性。对于近期出现的具有潜在工业用途的新型恒弹性合金，应进一步深入研究合金化，以降低性能对成分、冷加工和热处理的敏感性，改善加工性，降低成本，力求达到实用。

编写：陈其安（钢铁研究总院）
阮乃阳（首钢冶金研究院）
董学智（陕西钢铁研究所）



第6章　膨胀合金

1　概述

1.1　金属与合金的热膨胀特性

线胀系数（也称膨胀系数）是表征材料热膨胀性质的物理参数。在工程上，一般采用平均线胀系数（简称线胀系数）来表示。

平均线胀系数 $\alpha_{T_1-T_2}$ 是指温度由 T_1 升到 T_2 时，每升高1℃，试样长度 L 的相对伸长量，可用公式表示为

$$\alpha_{T_1-T_2}=\frac{L_2-L_1}{L_1}\times\frac{1}{T_2-T_1}$$

式中，L_1 为 T_1 温度时的试样长度；L_2 为 T_2 温度时的试样长度。

每种金属都具有各自的线胀系数，随着金属熔点升高，金属的线胀系数降低。反之，线胀系数增大。它的本质在于温度升高时，金属点阵中金属原子的热振动振幅增大，使振动中心的位置转动，造成晶格常数变大，而在宏观上反映出金属长度增加或体积膨胀。这是正常的热膨胀行为。

绝大多数合金，如果是均一的单相固溶体，则其线胀系数介于组元的线胀系数之间，近似直线规律，如果合金是多相的机械混合物，则其线胀系数介于这些相的线胀系数之间，也近似符合直线规律。因此，可以根据各相所占的比例，按叠加方法粗略估计出多相合金的线胀系数。

在多相合金中，组织的分布状态对合金线胀系数的影响是不敏感的，线胀系数主要决定于组成相的性质及相的含量。

绝大多数金属与合金，随温度升高，线胀系数初期增加很快，以后逐渐平缓，这种情况属于正常热膨胀。

某些铁磁性金属和合金，例如镍和铁镍合金，不符合上述规律。镍在居里点附近线胀系数增大；而 Fe-Ni35%（摩尔分数）合金，在居里点附近线胀系数显著减小。这个成分的合金被叫作“因瓦”合金，如图 11.6-1 所示。

这种具有反常的低线胀系数的合金，与其铁磁性有密切关系。在居里点以上，因瓦合金与一般合金热膨胀相似，但在居里点以下，出现反常的低膨胀。这是由于在居里点以下，合金具有铁磁性，随合金饱和磁化强度的改变，相应地发生体积变化，这就是本征体积磁致伸缩效应。具有反常的低膨胀系数的因瓦合金就是由于温度升高时，饱和磁化强度急剧下降，并伴随有较大的体积收缩，抵消了由于原子热振动加剧而产生的正常热线胀值。

低膨胀、定膨胀合金的化学成分、线胀系数和基本特性，分别列于表 11.6-1～表 11.6-4，膨胀合金国内外牌号对照列于表 11.6-5。

表 11.6-1　低膨胀合金的化学成分和线胀系数

合金系	中国牌号	化学成分（质量分数）/%										线胀系数（20～100℃）$\alpha/10^{-6}K^{-1}$	热处理制度[①]
		C	P	S	Si	Mn	Ni	Co	Cu	其他元素	Fe		
		≤											
Fe-Ni 系	4J36	0.05	0.02	0.02	0.20	0.2～0.6	35～37				余量	≤1.8	1
	4J38	0.03	0.02	0.02	0.20	≤0.8	35～37			Se0.1～0.25	余量	≤1.8	1
Fe-Ni-Co 系	4J32	0.05	0.02	0.02	0.20	0.2～0.6	31.5～33	3.2～4.2	0.4～0.8		余量	≤1.5	1
	4J35	0.05	0.02	0.02	0.50	0.2～0.4	34～35	5～6		Ti2.2～2.8	余量	3.6	2
	4J40	0.05	0.02	0.02	0.15	≤0.25	32.4～33.4	7～8			余量	（室温～300℃）≤2.0	3
Fe-Ni-Cr 系	4J9	0.05	0.02	0.02	0.20	≤0.20		53.5～54.5		Cr8.8～29.1	余量	（-10～60℃）<1.0	4

① 1号　(850±20)℃×1 h，以每小时≤300℃速度冷却，200℃以下出炉。
2号　加热到 1 100℃×2 h，以 100℃/h 速度冷到 750℃，再以 50℃/h 速度冷至 650℃，再以 20℃/h 缓冷到 550℃，随后炉冷。
3号　加热至 (850±20)℃×1 h，水淬，再在 200℃回火 2 h，冷却至 50℃以下出炉。
4号　高温固溶处理。

表 11.6-2　低膨胀合金的基本特性

牌号	密度 /g·cm⁻³	熔点 /℃	电阻率（20℃）/μΩ·m	热导率（20～100℃）/W·(m·K)⁻¹	弯曲点 /℃	弹性模量 /MPa	HV	σ_b /MPa	$\sigma_{0.2}$ /MPa	δ /%	ψ/%
4J36	8.12	1 430～1 450	0.78	10.9～13.4	230	134 000	140	500	—	—	—
4J38	—	—	0.89			169 000	128	480	—	—	—
4J32	8.13	1 430	0.77	13.4	230	141 000（800℃退火）	150	520	350	25	72
4J35	8.1	—	0.835	13.8	210	164 000	320HB[①]	1 150[①]	1 100[①]	8[①]	10[①]
4J9	8.32	—	0.66	—	—	186 000	—	730	250	42	—

① 热处理：1 100℃×2 h，以 100℃/h 冷至 750℃，再以 50℃/h 冷至 650℃，再以 20℃/h 缓冷至 500℃，随后空冷。



表 11.6-3 封接合金的化学成分和线胀系数

合金系	牌号	化学成分（质量分数）/%										线胀系数 $\alpha_1/10^{-6}K^{-1}$						
		C	P	S	Mn	Si	Ni	Co	Cr	其他	Fe	200℃	300℃	400℃	450℃	500℃	600℃	
		≤																
Fe-Ni 系	4J42	0.05	0.02	0.02	0.60	0.30	41.5~42.5				余量		4.4~5.6	5.4~6.6				玻封或瓷封
	4J45	0.05	0.02	0.02	0.60	0.30	44.5~45.5				余量		6.5~7.7	6.5~7.7				
	4J50	0.05	0.02	0.02	0.60	0.30	49.5~50.5				余量		8.8~10.0	8.8~10.0				
	4J52	0.05	0.02	0.02	0.60	0.30	51.5~52.5				余量		9.8~11.0	9.8~11.0				
	4J54	0.05	0.02	0.02	0.60	0.30	53.5~54.5				余量		10.2~11.4	10.2~11.4				与云母封接
Fe-Ni-Co 系	4J29	0.03	0.02	0.02	0.50	0.30	28.5~29.5	16.8~17.8			余量			4.6~5.2	5.0~5.6			玻封
	4J33	0.05	0.02	0.02	0.50	0.30	32.1~33.6	14.0~15.2			余量			5.9~6.9		6.5~7.5		瓷封
	4J34	0.03	0.02	0.02	0.50	0.30	28.5~29.5	19.5~20.5			余量			6.2~7.2			7.8~8.8	
	4J44	0.03	0.02	0.02	0.40	0.30	34.2~35.2	8.5~9.5			余量	4.3~5.3	4.3~5.1	4.6~5.2		6.4~6.9		玻封
	4J46	0.05	0.02	0.02	0.50	0.30	Ni + Co + Cu 45.0~46.0	5.0~6.0		Cu3.0~4.0	余量		5.5~6.5	5.56~6.6		7.0~8.0		瓷封
Fe-Ni-Cu 系	4J41	0.03	0.02	0.02	0.50	0.30	40.5~42.0			Cu8.5~10.0	余量		8.4~9.5	8.5~9.6				玻封
Fe-Ni-Cr 系	4J6	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	41.5~42.5		5.5~6.3		余量		7.5~8.5	9.5~10.5				玻封
	4J47	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	46.0~47.5		0.80~1.40		余量			8.0~8.6	8.2~8.7			
	4J48	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	46.0~48.0		3.0~4.0		余量		8.4~9.2	8.5~9.5				
	4J49	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	46.0~48.0		5.0~6.0	B < 0.03	余量		8.4~9.4	9.2~10.2				
Fe-Cr 系	4J28	0.12	0.02	0.02	1.00	0.70	< 0.50		27.0~29.0	N < 0.20	余量					10.4~11.6		玻封
Ni-Mo-(W) 系	4J70	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	余量		Mo20.5~22.5	Cu≤1.5						12.1~12.7	12.4~13.0	瓷封(无磁)
	4J80	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	余量	W9.5~11.5	Mo9.5~11.5	Cu1.5~2.5						12.7~13.3	13.0~13.6	
	4J82	0.05	0.02	0.02	0.40	0.30	余量		Mo17.5~19.5							12.5~13.1	13.0~13.6	

表 11.6-4 定膨胀合金的基本特性

牌号	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	熔点 /℃	电阻率 $/\mu\Omega\cdot m$	热导率 $/W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	弯曲点 /℃	弹性模量 /MPa	HV	σ_b /MPa	δ /%	杯突值 /mm
4J42	8.12	~1 430	0.61	14.65	360	150 000	137	580	29	9.6
4J45	8.18	~1 430	0.49	14.65	420	161 000		(450~650)	(≥30)	
4J50	8.21	~1 430	0.44	16.75	470	161 000	136	550	37	10.2



续表 11.6-4

牌号	密度 /g·cm⁻³	熔点 /℃	电阻率 /μΩ·m	热导率 /W·(m·K)⁻¹	弯曲点 /℃	弹性模量 /MPa	HV	σ_b /MPa	σ /MPa	杯突值 /mm
4J52	8.25	约 1 430	0.44	16.75	500	161 000		(450～650)	(≥30)	
4J54	8.28	约 1 430	0.35	18.84	520	160 000		(550)	(38)	
4J29	8.17	约 1 450	0.46	19.26	430	134 000	178	560	31	
4J33	8.16	1 450	0.44	17.58	440	180 000	160	570	31	
4J34	8.19	1 450	0.41		470	160 000	168	550	32	
4J44	8.12		0.52	19.68		(131 500)	149.5	(562)	(29.8)	9.2
4J46	8.18		0.54	20.1		140 000	134.6	520	35.4	
4J41			0.53					540	30	
4J6	8.15		0.92	13.40	270	150 000	128	510	35	9.5
4J47	8.19	约 14 30	0.55	20.1		145 000	148	560	34	10.3
4J48	8.17	约 1 430	0.80	16.75		178 000	134	570	34	9.6
4J49	8.18	约 1 430	0.90	18.00		163 000	136	560	33	9.6
4J28	7.6	1 490	0.66	16.75	～600	200 000	231	640	26	7.7
4J78	9.38		1.17	13.82		226 200	174～207	886	54	12.6
4J80	9.67		0.88	15.49		225 000	156	764	55	12.6
4J82	9.23		1.0	15.91		220 000	175～195	800	53	12.6

注：表中（ ）数据为棒材数据，其余为带材数据。

表 11.6-5 膨胀合金国内外牌号对照表

名 称	中国	美国	日本	俄罗斯	英国	法国	德国
因瓦合金	4J36	Invar NiInvar Unispan36	不变钢	Invar Nil036 36	Invar Ni1036 36Ni	Invar Standard	Vacodil36 Nil036
超因瓦合金	4J32	Super-Invar Super-NiInvar	超不变钢 SI	32HKД$_1$		Invar Superieur	
不锈因瓦合金	4J9	Stainless-Invar	不锈不变钢	54K9X		ADR	
高强度因瓦合金	4J35	Ni-Span-Lo42		35HKT			Frigidal
高强度因瓦合金	4J38	36Ni FM Invar Free achining Simonds 38～7 FM					
高温低膨胀合金	4J40						
低温用因瓦合金		39H		36HX 39H	36NiCu 39Ni	Creusot9D6	
铁镍合金	4J42	Nicloy CarpanterL.E.42 Glass Sealing 42 GasFree	D 42FN Fe-Ni42 NSD	42H	Nil042 Invar 42	N42	Nil042 Vacodil FeNi42
铁镍合金	4J45	Carpanter G.S.46 Ferrovac 46 Ni		46H	Ni1045	N48	Nil044 Vacodil 46
铁镍合金	4J50 4J52 4J54	Carpanfer G.S.49 Carpanfer G.E.49 Niloy 52 Alleg heng 4750	NS-1 NS-2 50FN	52H 52H-BN	Nil051 Nil0501 Telcoseal6 Telcoseal 6/3 Telcoseal 6.4	N50RL N52 N54 N50	Vacovit 50 Vacovit 51 Fe Ni 50 Fe Ni 52 Fe Ni 54
稳定因瓦合金	4J58		58FN	58H		N58	

续表 11.6-5

名　称	中国	美国	日本	俄罗斯	英国	法国	德国
铁镍钴合金（玻封）	4J29	Kovar KovarA	KV1 KV2 KV3 KV4 KOV	29HK	Nilok	$DilverP_0$ $DilverP_1$	Vacon 10 Vacon 12 Nilok
铁镍钴合金（瓷封）	4J33 4J34	Ceramvar Fetinco II		33HK		ASC. A	Vacon 20 Vacon 70
低钴定膨胀合金（玻封）	4J44						
低钴定膨胀合金（玻封）	4J46						
铁镍铬合金	4J6	Sylvania 4 Sealmet 4 Carpanter 426	NRS1 SNC NCK 426	H42X	Telcoseal III Darwins 426	ASV	Vacovit （Nicr 426）
铁镍铬合金	4J47 4J48 4J49			47HXP 47HX 47H3X			
铁铬合金	4J28	Glass Sealing 28 Sealmet 1 AISI-446	FR25 FR28		Telcoseal V	Dilver 0	Vacovit 0.25
铁铬合金	4J18	AISI-430 Glass Sealing 18	FR18 FR28	18XMTΦ 18XTΦ		Dilver T	Novar B GL II
无磁瓷封合金	4J78 4J80 4J82			75HM 80HMB 70HMB 80HMBX3			

1.2 膨胀合金的分类

膨胀合金一般按其线胀系数高低分为三类：

1）低膨胀合金　或称因瓦型合金，在 $-60\sim100$℃温度范围内具有很低的线胀系数，一般低于 3×10^{-6}/K。

2）定膨胀合金　一般在 $-70\sim500$℃温度范围内，具有比较恒定的中等线胀系数。

3）高膨胀合金　一般指在定温至100℃温度范围内具有很高的线胀系数，通常在 16×10^{-6}/K 以上。

1.3 膨胀合金表示法

本合金牌号，采用数字和汉语拼音字母结合的方法。膨胀合金属于精密合金的第4类，用4J表示，J是汉语拼音Jing（精）的第一个字母。其牌号表示为4J××，××是阿拉伯数字，表示4J类中第××号合金。

2 低膨胀合金

低膨胀合金，主要用于环境温度变化时，要求尺寸接近恒定元件，以保证仪器仪表的精度。精密仪器仪表及光学仪器中的元件；长度标尺和大地测量基线尺；谐振腔、微波通讯波导及标准频率发生器等；标准电容器叶片和支承杆；液态天然气、液态氢及液态氧的储罐和运输管道；热双金属片的被动层。

2.1 Fe-Ni36 低膨胀合金

Fe-Ni 低膨胀合金，主要是 Fe-Ni36 合金。Ni 和 Fe-Ni36.5%的膨胀曲线示于图 11.6-1。典型 Fe－Ni36 合金不同温度范围的线胀系数示于表 11.6-6。而 Fe－Ni36 合金中，杂质元素对线胀系数的影响如图 11.6-2 所示。

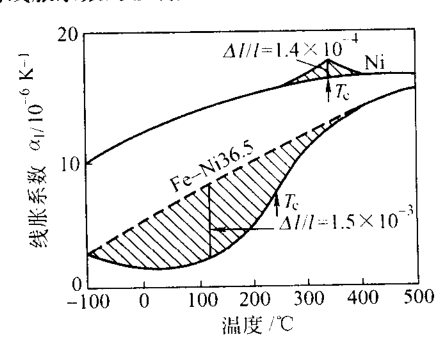


图 11.6-1　Ni 和 Fe-Ni36.5%（原子分数为35%）**的膨胀曲线**
（虚线为正常热膨胀，阻影区为反常热膨胀区，
$\Delta l/l$ 代表最大反常热膨胀量）

当合金中含有杂质元素时，镍要作相应调整，才能得到最低的线胀系数值。Ti、Mn、Cr 的加入，要相应提高镍的含量；Cu、Co、C 的加入，要相应降低镍的含量。

表 11.6-6 Fe-Ni36 合金不同温度范围的线胀系数

温度范围 /℃	线胀系数 α_l /$10^{-6}K^{-1}$	温度范围 /℃	线胀系数 α_l /$10^{-6}K^{-1}$
-196~20	1.38	21~200	2.45
-129~18	1.98	21~250	3.61
-60~21	1.76	21~300	5.16
-40~21	1.75	21~350	6.52
-20~21	1.62	21~400	7.80
0~21	1.58	21~450	8.80
21~50	1.06	21~500	9.73
21~100	1.40	21~550	10.37
21~150	1.93	21~600	10.97

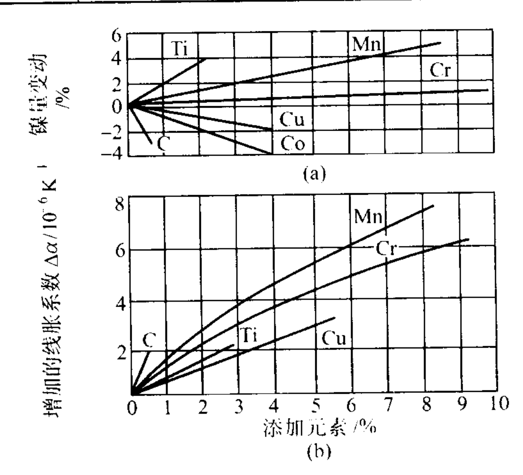


图 11.6-2 杂质元素对 Fe-Ni36 合金线胀系数的影响

Fe-Ni36 合金中加入 C、Mn、Cr、Ti、Cu 等不同的元素都将增高合金的线胀系数。在各个元素中，碳的当量浓度对升高 α 最为明显，铜影响最小。另外，硫 会使材料尺寸的稳定性变差。

从 Fe-Ni 合金状态图（图 11.6-3）可知，在 Fe-Ni 二元系范围内，铁和镍都能形成单一的 γ 固溶体。镍的加入，扩大了铁的 γ 相范围。但是，由于 Fe-Ni 合金具有严重的 γ 相 $\rightleftharpoons\alpha$ 相相变热滞现象，导致两相区平衡的建立极其缓慢，难以确定 $\alpha+\gamma$ 两相区的边界。因此，从实用角度出发，可以分别得到加热和冷却时 $\alpha+\gamma$ 两相区的边界。由相图可知，在 w（Ni）<35%的 Fe-Ni 合金中，-100℃以上便可能发生 γ 相 $\rightleftharpoons\alpha$ 相相变，或称为马氏体转变。这些低镍合金的 γ 相 $\rightleftharpoons\alpha$ 相相变，除取决于化学组成外，还与加热和冷却速度有关。Fe-Ni36 合金恰处于 γ 相的边缘，在通常的冷却速度下，甚至到 -196℃仍可能是单一的 γ 相。

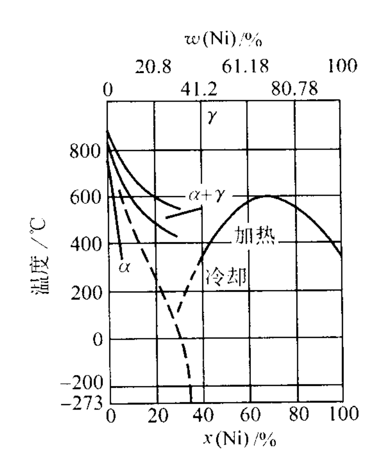


图 11.6-3 Fe-Ni 合金平衡状态图

Fe-Ni36 合金不同温度下的力学性能如图 11.6-4 所示。

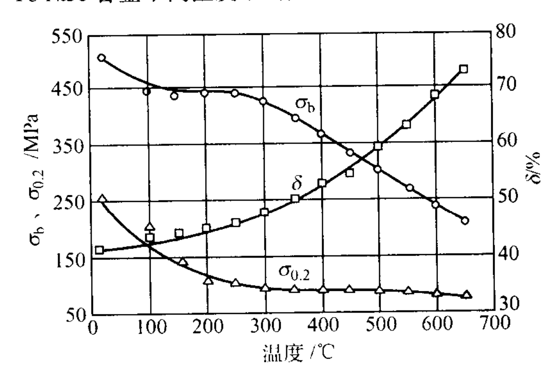


图 11.6-4 不同温度下 Fe-Ni36（4J36）合金的力学性能

2.2 Fe-Ni-Co 型低膨胀合金

（1）Ni32Co4Cu 合金的热膨胀

Ni32Co4Cu 合金，是在 Fe-Ni36 因瓦合金的基础上，用部分钴替代一部分镍而成。因为添加钴以后，提高了合金的居里点，使合金在相同的使用温度下，具有比因瓦合金更低的膨胀系数，称为超因瓦合金。

不同的镍、钴含量搭配，会得到不同的热膨胀值。由表 11.6-7 可见，当镍、钴总量（质量分数）为 36.5%左右时，它得到最低的热膨胀值。

表 11.6-7 超因瓦合金不同镍钴总量与线胀系数

组成（质量分数）/%										
	Co	0	3.5	4	4	4	5	5	6	6
	Ni	36.5	34	32.5	33	33.5	31.5	32.5	30.5	31.5
	Ni+Co	36.5	37.5	36.5	37	37.5	36.5	37.5	36.5	37.5
$\alpha_{l(20\sim100℃)}$/$10^{-6}K^{-1}$		1.2	0.3	≈0	0.4	0.5	≈0	0.5	≈0	0.1

（2）含铌的 Ni32Co4 合金的热膨胀

在 Ni32Co4 合金中加入少量铌代替铜，得到 Ni32Co4Nb 合金，即 Nb-因瓦合金，铌比铜在减小 α 值和降低 T_M 点方面作用更明显，Nb 还可使合金中碳和其他一些元素形成微细化合物，在合金中呈点状均匀分布。铌还能固定游离碳，故而获得稳定的低膨胀特性。含铌合金的线胀系数（室温～100℃），可达到≤$0.5\times10^{-6}K^{-1}$，是目前线胀系数最低的因瓦合金。该合金在微玻璃谐振腔、地震测量仪、水利拦河大坝等方面获得了广泛应用，效果良好。典型合金数据见表 11.6-8。

表 11.6-8 含铌 Ni32Co4Cu 合金的线胀系数

膨胀系数（室温）α_l/$10^{-6}K^{-1}$						居里点/℃
50℃	100℃	150℃	200℃	250℃	300℃	
0.2	0.2	0.2	0.8	2.0	3.9	228

（3）高强度因瓦合金

有些仪器仪表元件，不但要求在一定的温度范围内具有尺寸不变特性，同时还要求具有较高的机械强度和硬度。在 Fe-Ni-Co 基体中加入适量钛，经过热处理，形成 Ni_3Ti 弥散

析出物，使之在 -100~+100℃温度范围内既具有较低热膨胀又具有较高强度（弥散硬化型合金）。例如 Ni35Co5Ti 合金，室温~100℃，$\alpha_1 \leq 3.6 \times 10^{-6}$/K，抗张强度为 1 150 MPa。另外，在 Fe-Ni 基体中加入少量钛和铝，也能达到提高强度之效果。

(4) 高温低膨胀合金

某些电子器件的使用温度达到 300℃，要求此温度下线胀系数 $\leqslant 2 \times 10^{-6}$ K^{-1}。在现有合金中，从因瓦反常与合金的居里点两者综合考虑，在因瓦合金的基础上降镍增钴，居里点处于 200~400℃之间，可预期获得高温低膨胀。

如图 11.6-5 所示，获得低膨胀区的中心点，在 100℃及 200℃时，均在 Ni33.3Co4 附近（图中的 *A* 点，即超因瓦成分范围）；到 300℃则移至 Ni32.3Co7.6 处（图中的 *B* 点）。即使用温度从 200℃上升到 300℃时，材料成分由低钴向高钴移动。*C* 点为合金（Ni33Co7.5Fe59.5）成分点。

(5) Fe-Ni-Co 型低膨胀合金的组织

在常规退火状态下，Ni32Co4Cu 合金应是单一奥氏体组织。镍是稳定奥氏体组织的主要元素。因此，当镍含量偏低时，该合金就有可能在低于 -60℃时，出现局部马氏体转变。这种转变是不可逆的，由此造成线胀系数的不可逆变化，这是不允许的。锰、碳在合金中能起稳定奥氏体相的作用。但这两种元素都增加热膨胀，碳还会给合金的时间稳定性带来不利的影响。

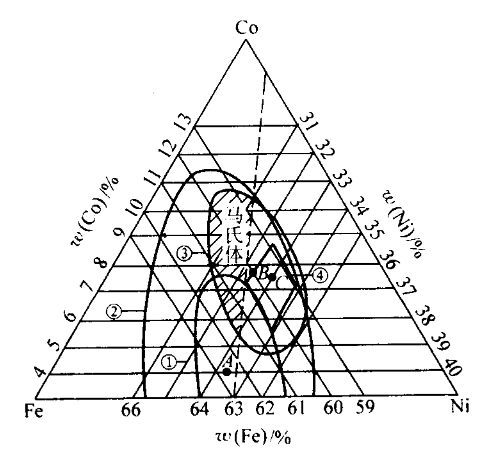


图 11.6-5 合金的 α_{100}、α_{200} 变化趋势以及成分的确定

①α_{100}，α_{200} 基本低于 1 的区域；②α_{100}，α_{200} 基本低于 2 的区域；③α_{300} 基本低于 2 的区域；④平行四边形为 Ni33Co7.5 合金成分区

2.3 其他低膨胀合金

(1) 含硒的因瓦合金

Fe-Ni36 因瓦合金，用高速钢或碳化钨钢刀进行材料的切削加工时，由于黏刀，刀具的使用寿命短。而且加工工件的表面粗糙度难以达到要求。因此，在因瓦合金中加入质量分数为 0.1%~0.25% 的 Se，以改善切削性，这种合金称为易切削因瓦合金。

含硒的因瓦合金，同时要有锰与硒的合理搭配，以有利于合金的热加工，又不致增加热膨胀。

(2) Co-Fe-Cr 低膨胀合金

Fe-Ni36（因瓦）和 Ni32Co4Cu（超因瓦）合金耐蚀性差，因此，研究了耐蚀的 Co54Cr9Fe 合金，它的膨胀系数可接近零，这种合金称为不锈因瓦合金。该合金为获得低的线胀系数，其成分控制范围相当窄，而且钴含量高，价格昂贵，限制了合金的使用。

从 Co-Fe-Cr 系合金常温和高温（700℃）时的相图可知，Co54Cr9Fe 合金的化学成分处在奥氏体和马氏体两相交界处，为了得到低膨胀的单一相组织，必须从高温急冷。低铬时，马氏体转变点在 -10℃附近。随着铬含量的增高，转变点降低。合金若发生马氏体转变，可重新加热至 600℃。此时，开始逆转变成奥氏体，至 900℃才能转变完全。

该合金在空气中和海水中的耐蚀性好。因瓦、超因瓦、不锈因瓦三者在 0.1 mol/L 的食盐水中，经 42 d 腐蚀，不锈因瓦仅减少 0.99×10^{-4} g/cm²，而前两者则分别减少 8.3×10^{-4} g/cm² 和 3.7×10^{-4} g/cm²。

(3) 铬基非铁磁性因瓦合金

有些仪器仪表，例如用于制造录音、录像机磁头支架、核反应堆附近的检测仪表零件、电子显微镜电子束聚焦部位零件等，在强磁场条件下工作，要求反铁磁性。近十多年来，开展反铁磁性合金的研究。可以认为，它们的因瓦特性，是由于在 Neel 点以下的温度范围内具有反铁磁反常所造成。这一类的研究成果，有 Mn-Pd 和铬基合金。Mn-Pd 在国内的实用价值不大，而铬基合金的难点，在于加工性差。日本和苏联都宣称在加工性方面，已有突破。

2.4 因瓦和超因瓦合金的稳定化处理

因瓦和超因瓦合金经过冷加工，由于组织的不稳定，其线胀系数会降低，然后，线胀系数不是稳定的。采用一般退火处理方法，可以获得组织趋于稳定状态的合金，但线胀系数并不是最低值。常规用的三步热处理法为：

1) 固溶处理　加热到 830~850℃，保温 20~30 min（视工件大小而定），淬水。使成分均匀化。

2) 回火处理　再加热到 315℃，保温 1 h，缓冷至室温，以消除固溶处理产生的内部应力。

3) 时效处理　加热到 95~98℃，保温 48 h 然后缓冷，使合金组织稳定。

经机械加工后的因瓦合金零件，还可采用以下的热处理制度：

1) 加热到 315~350℃，保温 2 h，空冷。

2) 再加热到略高于使用温度，缓冷至使用温度以下。反复数次，随后缓冷到室温。

3 定膨胀合金

3.1 定膨胀合金的特点

在定膨胀合金中，最具代表性的是封接合金。该合金的特点为：

1) 制造电子管各工艺温度范围内和管子使用温度范围内，合金的热膨胀特性都应与玻璃或陶瓷相匹配。

2) 在使用温度范围内，合金组织不得发生变化；

3) 合金表面应容易形成牢固而致密的氧化膜；

4) 合金的熔点应高于玻璃的封接温度；

5) 合金的封接、焊接、电镀和机械加工等工艺性能良好；

6) 不纯物质（挥发物）、夹杂物、气体含量应尽量少；

7) 塑性良好，能经受冷、热变形，容易制成各种形状的零件。

在这些性能要求中，最重要的是与玻璃或陶瓷接近的热膨胀特性和对玻璃有良好的浸润性。这两个性质总称为合金的可封接性。

3.2 各类定膨胀合金

3.2.1 Fe-Ni 定膨胀合金

(1) 镍对热膨胀特性的影响

Fe-Ni 合金的镍含量（质量分数）变化为 35.71%~53.96%，其膨胀曲线如图 11.6-6 所示。Fe-Ni 系合金的弯曲点温度，随着镍含量增加而升高。在弯曲点出现曲线斜率的变化，随着镍

含量增高斜率变化趋小。质量分数为53.96%Ni-Fe合金的热膨胀曲线在测量温度范围内看不到弯曲点，大致成直线状。

镍含量与平均膨胀系数的关系，30～100℃时的最小值在质量分数36%Ni附近；30～300℃时移到39.5%Ni处；30～450℃时移到高镍端（含Ni42.2%处）。随着镍含量的增高，具有线胀系数最小值的温度升高，数值变大。

（2）合金组织和力学性能

如图11.6-3所示，镍质量分数低于30%时，经不同的热处理，能获得两种不同的稳定组织。w（Ni）36%，具有完全的奥氏体组织，每一种合金都有一个确定的磁转变温度，称居里温度。这个磁转变温度对膨胀性能有重大影响。

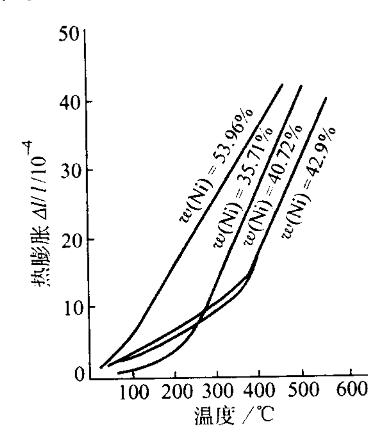


图11.6-6　Fe-Ni合金的热膨胀

退火状态Fe-Ni合金的力学性能如图11.6-7所示，随镍含量的增加，合金的抗张强度和硬度增加，当镍含量在18%～20%附近，强度和硬度出现峰值。可认为是合金中奥氏体和马氏体两种组织数量上的差异所致。当镍含量高于30%以上时，随着奥氏体组织数量上的增加，形成完全奥氏体组织后，力学性能亦就显得十分接近。

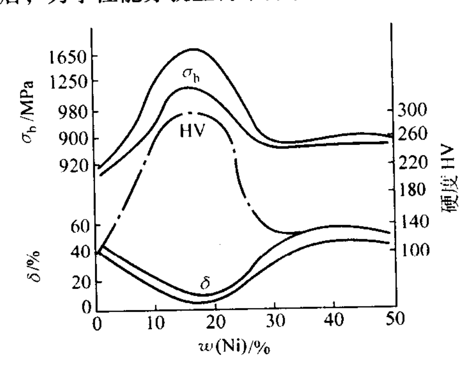


图11.6-7　Fe-Ni合金的力学性能

（3）Fe－Ni合金的氧化特性

Fe-Ni合金表面氧化膜的组成是Fe_2O_3和$FeO·Fe_2O_3$＋$NiO·Fe_2O_3$，能和玻璃熔融封接的主要是$FeO·Fe_2O_3$。封接前，先在950℃氢气中加热，以净化表面。在空气或湿氢中热处理时容易氧化，尤其是晶界氧化更显严重，这种氧化膜与金属基底结合不牢。一般不经预先氧化就封接，在氮气或惰性气体中进行熔封，封接温度以800℃左右为好。

（4）Fe-Ni42引线框架材料

集成电路引线框架是内部芯片同外部器件连接的导线，又是支撑结构件。要求材料热膨胀与芯片材料接近，导热性与导电性能良好，强度高，耐热性好；引线应经得起弯曲，电镀性能好，机械加工性能优良；经冲制后引线的残余应力要小，镀前处理后的框架，表面要光洁无瑕。这种材料，在瓷封件和塑封件中，已大量使用。

3.2.2　Fe-Cr定膨胀合金

（1）铬对热膨胀特性的影响

铬含量（质量分数）为12.5%～28.3%，如图11.6-8所示，其30～400℃的热膨胀曲线几乎都呈直线伸展。试样伸长的速率未出现随着温度的升高，由于铬含量不同而有大的区别。热膨胀曲线通常在居里点处会显示出弯曲，而实验中看到，含铬合金的弯曲度极小。

随着铬含量的增加，各档温度的平均膨胀系数呈单调下降，但趋势较平缓。铬含量在17%～27%，每升高1%Cr，线胀系数下降为（0.2～0.1）$\times10^{-6}\ K^{-1}$左右。

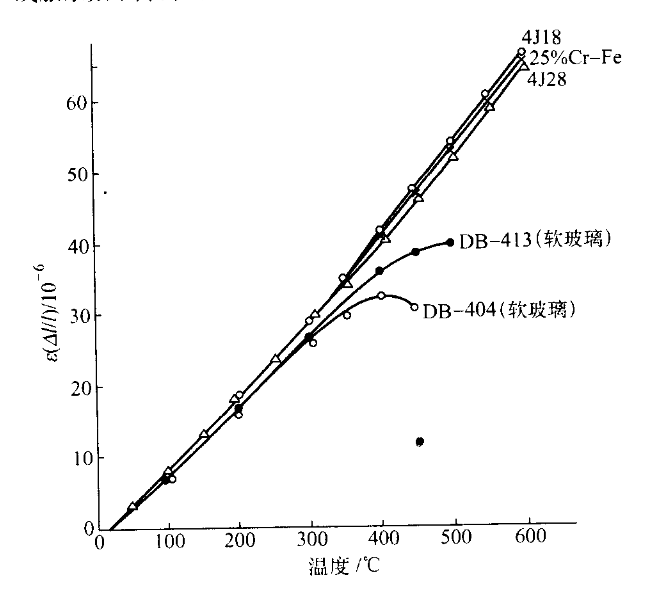


图11.6-8　Fe-Cr合金的热膨胀曲线

（2）合金的组织和力学性能

Fe-Cr合金状状态图如图11.6-9所示。众所周知，Cr18Fe和Cr28Fe合金都是典型的铁素体型不锈钢，在从室温直到熔化温度（约1450℃）的整个温度范围内，具有单一的铁素体（α固溶体）组织，没有相变发生。但C、N_2、Mn、Ni等元素，都是奥氏体形成元素，碳对组织的影响尤大。

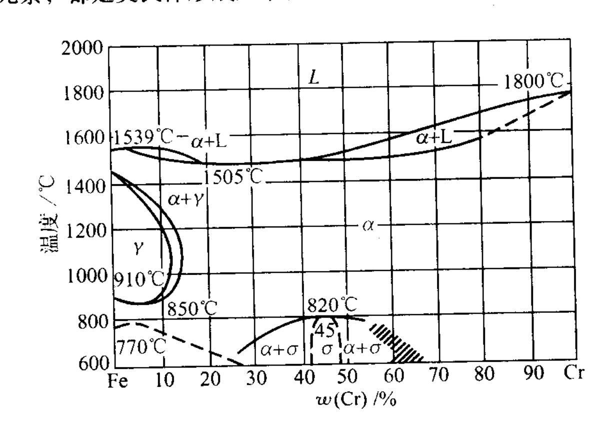


图11.6-9　Fe-Cr合金状态图

图11.6-10是Fe-Cr合金的铬含量与力学性能的关系。由图可知，Cr28合金比Cr18硬，难于冷加工。Cr28合金往往由于存在硬的氧化铬夹杂物，在冷拉加工时，在丝棒材的表面出现丝纹，而影响封接的气密性。

（3）Fe-Cr合金的高温氧化特性



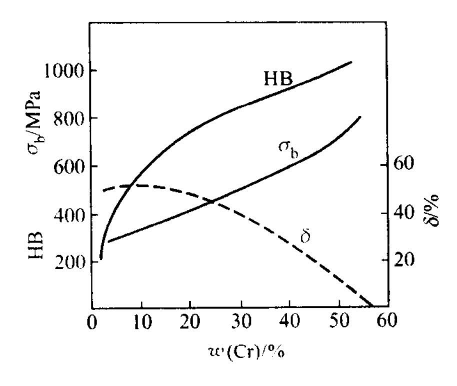


图 11.6-10 Fe-Cr 合金的力学性能

随铬含量的增加，Fe-Cr 合金的抗高温氧化性提高。Cr18Fe 合金在 900～1 100℃的氧化失重仅为纯铁的 1/60。Fe-Cr 合金表面形成的氧化膜，主要成分是 Cr_2O_3 和(Fe, Mn)O·Cr_2O_3 等氧化物。这些氧化物的线胀系数与金属基体的线胀系数较接近，这是该类合金较其他封接合金粘接牢固的原因之一。

(4) Cr18Ti 销钉材料

防 X 射线的彩色屏玻璃，其线胀系数与 Cr18Ti 合金十分接近。合金添加钛后，氧化膜与金属基体以及玻璃之间的粘接力尤佳。作为支撑荫罩用的销钉材料，具有很高的封接强度。而该合金形成的氧化膜，也具有良好的电接触特性。销钉用棒材冷镦或用带材冲制而成，其使用量正在逐渐扩大中。

3.2.3 Fe-Ni-Co 定膨胀合金

(1) 成分和热膨胀特性

在 Fe-Ni 合金中，添加 C、Mn、Si、Cr、Cu 等元素，线胀系数会增高。然而，钴加入后，会扩大低膨胀性能的温度范围。可伐合金就是研究成功的一个以部分钴取代镍的典型产品。表 11.6-9 是合金成分变化的一组数据。

表 11.6-9 Fe-Ni-Co 合金试验数据

编号	成分（质量分数）/%				弯曲点 /℃	线胀系数 $\alpha_1/10^{-6}K^{-1}$
	Ni/%	Co/%	Mn/%	Fe/%		
1782	31.8	6.0	0.84	余量	240	2.4
2031	32.4	8.2	0.66	余量	295	2.6
1783	31.9	9.8	0.79	余量	335	3.0
2034	32.7	11.0	0.62	余量	375	4.0
1784	31.9	14.2	0.85	余量	425	5.4
1987	31.8	16.0	0.65	余量	450	6.0
1988	31.6	16.7	0.83	余量	450	6.3
1989	31.6	18.6	0.78	余量	495	7.4
2123	29.8	15.5	0.22	余量	415	4.3
2125	28.0	17.4	0.64	余量	400	4.1

从表 11.6-9 中可知，当钴含量增高时，合金的弯曲点温度升高，具有低膨胀特性的温度也会升高。

Fe-Ni-Co 系合金的等值线胀系数图，如图 11.6-11 所示。从图中可方便地找出相应 Ni、Co 成分的对应膨胀值。

线胀系数（$10^{-6}K^{-1}$）与成分（质量分数）的关系，根据大量的统计资料，用数理统计方法得出下列经验公式

$$\alpha_{400} = 33.392\,1 - 43.68C + 1\,680C^2 + 2.397Si - 11.75Si^2 - 2.417\,1Mn + 3.172Mn^2 - 3.273Ni + 0.062\,2Ni^2 + 1.216Co + 0.035Co^2 + 0.008\,1Ni \times Co$$

式中，α 表示室温至 400℃的平均线胀系数估计值，成分用质量分数表示。

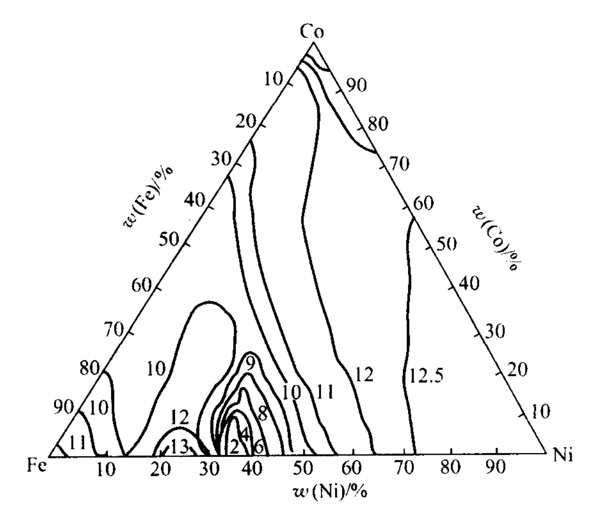


图 11.6-11 Fe-Ni-Co 系合金等值线胀系数

在可伐合金成分附近，当成分变动时，每增加 0.1% 的各种元素，从上式计算出的线胀系数的变化如表 11.6-10 所示。

表 11.6-10 可伐合金的组元变化 0.1% 对 α 的贡献

组成变化/%	线胀系数 $\alpha_1/10^{-6}K^{-1}$	
	30～400℃	30～450℃
Ni	+0.05	+0.03
Co	+0.03	+0.01
C	+0.10	+0.30
Si	-0.15	+0.04
Mn	0	+0.03

注：“+”号表示增高；“-”号表示降低。

(2) 合金组织和力学性能

Fe-Ni-Co 合金状态图如图 11.6-12 所示。图中 A 点为可伐成分，室温时，处在奥氏体区域，靠近二相区的边界附近。降镍将进入二相区。钴的变化则不甚敏感。合金成分均匀是低温不出现相变的重要条件。形变量小的大断面棒材，容易出现局部相变。有时候，经冷塑性变形或剪切变形，会产生表面马氏体。

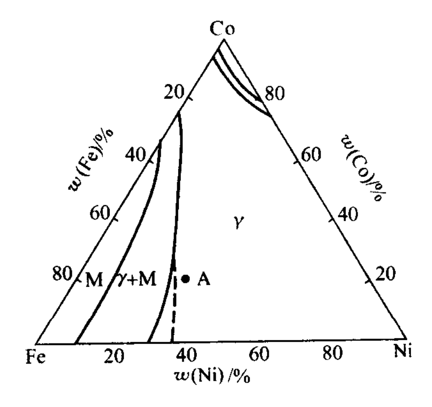


图 11.6-12 Fe-Ni-Co 状态图

可伐合金的力学特性如图 11.6-13 所示。合金再结晶约从 500℃开始，到 700℃左右结束。合金带变形量一般控制在 60%以内，避免加工织构对零件深冲带来的影响。

合金晶粒粗大和不均匀，会使零件产生橘皮状缺陷，给冲制及后道工序带来一系列问题。

(3) 可伐合金的氧化



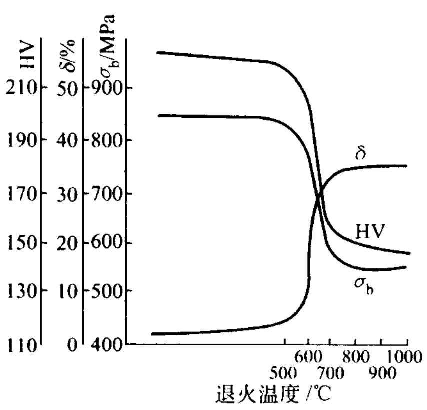


图 11.6-13 可伐合金的力学性能

可伐合金的氧化程度，受温度和时间制约。图 11.6-14 是它们之间的关系，V 形虚线中间区，被认为氧化皮鳞状剥离倾向大，两条点划线间隔区，被认为是能获得优异黏附的氧化条件。

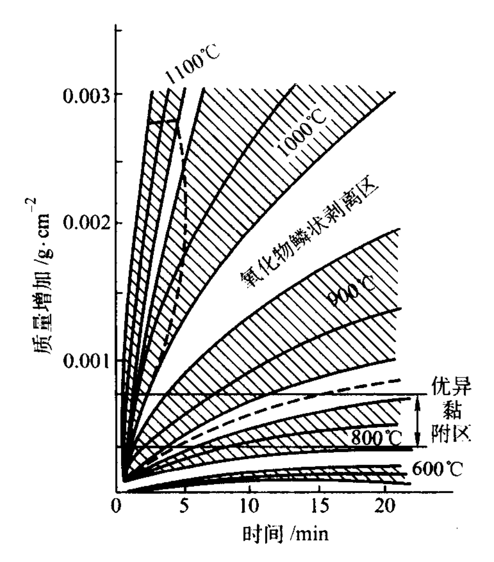


图 11.6-14 可伐合金氧化时间与氧化增量的关系

可伐合金氧化膜以 $\alpha\text{-}Fe_2O_3$、$Fe_3O_4\cdot CoO\cdot Fe_2O_3$ 为主成分，在氧化初期，$Fe_3O_4\cdot CoO\cdot Fe_2O_3$ 等尖晶石型氧化物所占的比例大。随着氧化进行，$\alpha\text{-}Fe_2O_3$ 所占的比例便逐渐增大。

(4) 低钴合金

玻璃封接（可伐）合金的钴含量（质量分数）为 17%，陶瓷封接合金的钴含量各为 14.5% 和 20%。我国为了节钴，曾致力研究低钴合金。分别可与 DM308 等玻璃以及 95% Al_2O_3 瓷封接。

经研究，得到的 Ni35Co9 和 Ni37Co5Cu4 两个合金，在 400℃时线胀系数（$\times 10^{-6}\ K^{-1}$）的变化规律，遵从下列经验式（成分均以质量分数表示）

玻封合金 $\alpha_{400} = 299.793\,65 - 15.214\,72Ni - 25.477\,54Co + 0.406\,61Cu + 1.205\,13Mn + 0.195\,44Ni^2 + 1.073\,58Ni\times Co - 0.010\,5\,2Ni^2\times Co + 0.016\,83\,Ni\times Co^2 - 0.000\,43Ni^2\times Co^2$

瓷封合金 $\alpha_{400} = 17.36 - 0.77Cu - 2.05Ni - 2.05Co + 0.015Cu^2 + 0.094Cu\times Ni + 0.084Cu\times Co + 0.085Ni^2 + 0.174Ni\times Co + 0.080Co^2$

低钴合金在 500℃时的 α_1 值，比原合金略高。封接件应力分析表明，玻璃封接导丝与原合金应力值相当；陶瓷夹封件的应变值比原合金高 10%～40%。对这两种合金，进行了大量装管考核，未见由核应力而造成废品。

含锆细晶合金，是另一种钴合金。它抑制合金晶粒过大，而对热膨胀影响很小。在合理的工艺条件下，可避免氩孤焊处出现热裂纹。

3.2.4 Fe-Ni-Cr 定膨胀合金

(1) 成分对热膨胀特性的影响

Fe-Ni-Cr 系合金 Ni、Cr 含量与线胀系数关系的立体图，如图 11.6-15 所示。

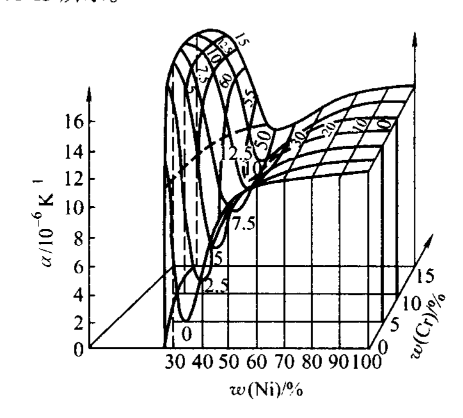


图 11.6-15 Fe-Ni-Cr 系合金线胀系数立体图

横坐标镍含量（质量分数）为 30%～100%；铬含量（质量分数）为 0～15%，可从图中找出 Ni、Cr 及其对应的线胀数值。合金中含有 Mn、Si、Al，也会影响热膨胀。

用数理统计方法，得到了 Ni42Al 合金线胀系数（$\times 10^{-6}\ K^{-1}$）与成分（质量分数）关系的经验公式

$$\alpha_{400} = -209.999\,8 - 43.760\,1C + 9.075\,1Mn + 1.815\,4Si + 7.524\,7Ni + 20.706\,7Cr + 1.787\,1Al + 916.320\,6C^2 - 16.386\,3Mn^2 - 0.062\,0Ni^2 - 0.217\,9Cr^2 - 0.414\,0(Ni\times Cr)$$

根据上式求得，在标准成分附近，当 Si、Mn、Al、Ni、Cr 变化 0.1%时，平均线胀系数的变化见表 11.6-11。

表 11.6-11 Ni42Cr6Al 合金成分变化对线胀系数 α_1 的贡献

成分变化 0.1%（质量分数）	$\alpha_1/10^{-6}K^{-1}$（室温～400℃）
Si	+0.18
Mn	+0.25
Al	+0.18
Ni	-0.02
Cr	+0.06

注："+"号表示增加；"-"号表示降低。

(2) 合金组织和力学性能

Fe-Ni-Cr 系合金状态图如图 11.6-16 所示。由图可知，Ni42Cr6 合金在室温时，具有稳定的奥氏体组织。

从测量得到的线胀曲线可知，在 -75～1 000℃之间加热和冷却时，曲线呈可逆变化，说明在这宽广的温度范围内，合金的组织为稳定的单一组织，不发生相变。

图 11.6-17 是 Ni42Cr6 添加 0.2%Al 及原合金的力学性能与退火温度的关系。这两个合金在 600℃左右开始再结晶，在 700℃左右再结晶结束。添加铝的该合金，其强度和硬度比原合金高 10%左右。退火温度可选定在 700～900℃，经 900℃退火后的合金带，硬度（HV）约为 130，具有良好的零件冲制性能。

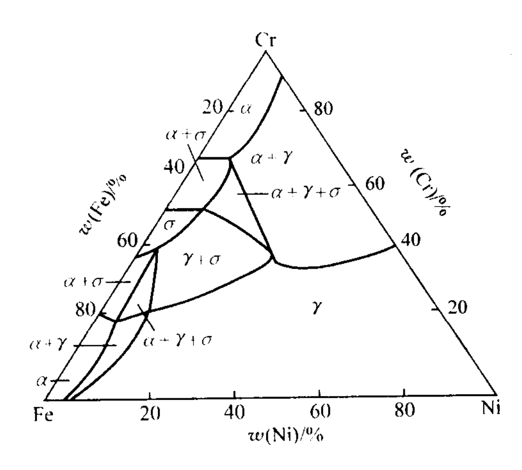


图 11.6-16 Fe-Ni-Cr 系合金状态图

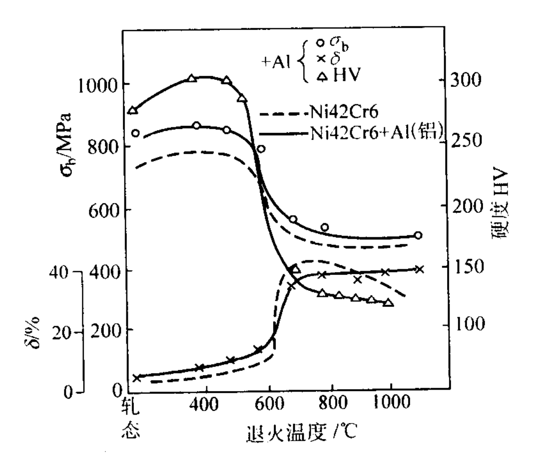


图 11.6-17 Ni42Cr6 合金的力学性能

(3) 合金氧化膜

Ni42Cr6Al 合金中，Cr、Fe、Ni 对氧的亲和力存在着差异。这 3 种元素和氧的相对扩散速度不同，铬向表面层的扩散比铁、镍快。合铬优先在氧化层富集，生成 Cr_2O_3 氧化膜，它与合金基底形成牢固结合。

合金在 1 200℃保温 60 min，在露点温度为 +30～+40℃的湿氢中进行氧化处理。初期生成刚玉型 Cr_2O_3 氧化物。随着氧化进行，生成光晶石型(Fe，Mn)O·Cr_2O_3 氧化物。刚玉型氧化物与玻璃浸润不良，如果同时含有 Fe、Mn、Si 及 Cr 的复合氧化物，则封接性能将会改善。添加少量 Si、Al 等元素，会生成内氧化层，这也是优良封接性能的重要一环。

(4) Ni42Cr6Al 阳极帽材料

Ni42Cr6Al 合金带，制成阳极零件。要经零件冲制，清洗以及氧化处理各道工序，氧化零件要与锥玻璃封接。氧化零件一般以氧化增量以及夹紧试验评定。实验证明，理想的氧化零件，与材料的组成控制及表观质量有关，但与氧化工艺更有直接关系，两者必须互为配合。在显像管领域内，该材料已大量使用。

4 电子元器件用复合材料

4.1 电子元器件复合材料的特点

复合材料的种类繁多，这里是指作为膨胀材料应用和某些特殊要求的复合材料，它的特点是：

1) 可适应特殊要求；
2) 兼备组元各层材料所具有的某种特殊性能；
3) 具有复合材料单层所不具备的其他特性；
4) 可节省焊接、钎焊、铆接等工序；
5) 各种不同材料的复合，可得到的复合特性包括：热性能、力学性能、电性、耐蚀性和抗氧化性能。

4.2 复合材料主要性能计算

4.2.1 线胀系数

(1) 表面的垂直方向

$$100\alpha = d_1\alpha_1 + d_2\alpha_2 + \cdots + d_n\alpha_n$$

式中，d 为各组成材料的厚度比，%，α 为线胀系数（K^{-1}）。

(2) 表面的平行方向（两层的情况）

$$\alpha = d + \frac{(\alpha_1 - \alpha_2)t_2E_2}{t_2E_2 + t_1E_1}$$

式中，t 为各组成材料的厚度，mm；E 为纵弹性模量，MPa。

4.2.2 抗张强度

$$\sigma_b = \frac{t_1\sigma_{b1} + t_2\sigma_{b2} + \cdots + t_n\sigma_{bn}}{t_1 + t_2 + \cdots + t_n}$$

式中，t 为各组合材料的厚度，mm，σ_b 为抗张强度，MPa。

屈服强度可用同样的关系式表示。

4.3 复合膨胀材料

4.3.1 引线框架用复合材料

1) FeNi42 窄条复银；
2) FeNi42 窄条复铝或 FeNi46 窄条复铝；
3) FeNi42 双面复铝；
4) 可伐合金双面复铜等。

随着大规模集成电路引线支脚的增加，研制了 SUS430 作为基板，双面复铜的框架。据报道，与 FeNi42 相比，器件功率为 0.75 W 时，新材料温升降低 16℃，导热性超出 6 倍以上。

国内开展过 FeNi42 双面复铝及窄条复铝的研究，也研制过可伐合金复铜带，取得研究成果。

4.3.2 电极基板用复合材料

集成电路的高集成化，功率器件的大容量化以及高密度封装的发展，对输出电极的硅基片，提出能经受热循环的要求，拟采用导电、热传导及热扩散均良好的材料作为中间夹层。另外，还要求这中间层的线胀系数与硅接近。因此，开发高导电铜与低膨胀因瓦芯材的三层金属，通过不同组成比，将得到不同的膨胀特性。

在电子元器件的使用领域，各种复合材料正在得到日新月异的发展。

编写：张成俊（上海钢铁研究所）
王　焰（钢铁研究总院）
吕清法（上海钢铁研究所）



第7章 热双金属

1 概述

热双金属是由两种或多种具有不同膨胀性能的金属或其他材料所组成的一种复合材料，一般制成片材或带材。由于各组元层的热膨胀系数不同，当温度变化时，这种复合材料的曲率就发生变化。

通常把具有大的线胀系数的组元叫做主动层、反之，称为被动层。有时在主动层和被动层之间还配置上一层具有高导电性能的中间层。

热双金属材料的特性包括下列几个方面：热敏感性、电阻率、弹性模量、线性温度范围、允许使用温度范围、比弯曲标称值、允许弯曲应力、硬度、密度、比热容、结合强度等。现就其中主要性能作如下的介绍。

1）热敏感性　热双金属因温度变化而产生弯曲的特性称为热敏感性。它是衡量热双金属对温度敏感程度的一项重要指标，也是热双金属最主要的性能之一。通常用比弯曲、弯曲系数、温曲率和敏感系数四种方法表示。图 11.7-1 为热双金属温度变化时弯曲状态图。

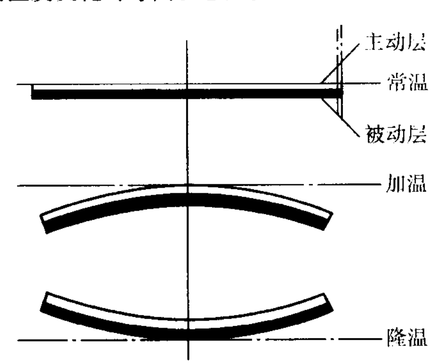


图 11.7-1　热双金属温度变化时弯曲状态

2）电阻率　热双金属的电阻率决定于组元合金的材质。在特殊条件下，改变组元层的厚度比也可改变电阻率。

3）弹性模量　弹性模量是用机械负载下的悬臂梁挠度法测量的。

4）线性温度范围　热双金属的实际挠度同用比弯曲标称值算出的挠度相比，偏离不超过 ±5% 的温度范围。线性温度范围内热双金属具有最大的热敏感性能。

5）允许使用温度范围　热双金属不发生残余变形的温度范围。

6）允许弯曲应力　是指尚未引起残余变形时的机械应力。

7）比弯曲标称值　指定温至 130℃范围的比弯曲值。由组元的热膨胀系数随温度的变化的关系看出，比弯曲不是一个常数。随着温度的升高，热双金属片曲率不是线性地变化，是曲线式增大，故必须标明比弯曲所适用的温度范围。

2 热双金属的组元合金

2.1 被动层合金

被动层材料一般都为质量分数 34% ~ 50% Ni-Fe 低膨胀或定膨胀合金，详见第 6 章所述。

2.2 主动层合金

除了要求具有高的线胀系数及接近被动层材料的弹性模量以外，还应具有稳定的组织，在低温时不发生相变。

1）黄铜　黄铜 Cu2Zn38 是最早使用的主动层合金，它具有良好的导热性和加工性，但因其再结晶温度较低，在 200℃已开始再结晶，组成的热双金属元件易发生变形而不能使用，如果这一元件承受机械载荷作用，这种缺点更为明显。也有紫铜、铍青铜等有色合金作为主动层材料，但不可避免地都存在使用温度较低、强度不高的缺点，目前世界各国已很少使用这些合金。

2）Mn75Ni15Cu10 合金　1934 年高锰合金试制成功，在 1941 年获得了进一步发展。很多学者对 Mn-Ni-Cu 系合金进行了系统研究，对于各组分的线胀系数、电阻率和熔点等都测得了标向定值状态平衡图。这种合金的出现使热双金属主动层材料出现了一个新的面貌，它具有与铝相似的线胀系数、很高的电阻率以及适合热双金属要求的弹性模量等。高锰合金若含有适量的铜，能提高热膨胀性能，质量分数为 75%Mn-15%Ni-10%Cu 的合金具有最大值，目前作为高灵敏热双金属主动层材料广泛使用。

3）3Ni22Cr3 合金　最普遍采用的热双金属主动层材料为 Fe-Ni-Cr 合金。在质量分数为 22%Ni-Fe 合金中加入质量分数为 3% ~ 4% 的 Cr，同时为了稳定合金的奥氏体组织，还加入质量分数为 0.3% 左右的碳，组成 3Ni22Cr3 合金，它的线胀系数大于 $16.5\times10^{-6}K^{-1}$。

4）Ni20Mn6 合金　含有质量分数为 14% ~ 20% Ni 和 5% ~ 8% Mn 的 Ni-Mn-Fe 合金，具有比 Ni-Cr-Fe 合金更高的线胀系数，而且这种合金在低温下组织也是稳定的，因而在德国、法国等国家得到了广泛的应用。用含镍量低的 Ni13Mn7 合金替代我国目前的 Ni20Mn6 合金是值得推广的。

2.3 组元合金的性能

表 11.7-1 为常用组元层合金的性能。

表 11.7-1　常用组元层合金的性能

组元层	合金牌号	线胀系数 α_1（室温 ~ 100℃）$/10^{-6}K^{-1}$	电阻率 /μΩ·cm	弹性模量 /MPa	比热容 $/J\cdot(kg\cdot K)^{-1}$	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	硬度 HV
主动层	Mn75Ni15Cu10	≥24.0	160.0	120 000	544.284	7.26	200 ~ 260
	Ni19Cr11	≥15.4	80.0	180 000	489.856	8.14	270 ~ 340
	3Ni22Cr3	≥16.5	80.5	170 000	489.856	8.12	270 ~ 340
	Ni20Mn6	≥17.0	80.0	167 000	485.669	8.10	235 ~ 295
	Cu62Zn38	≥19.0	7.0	108 000	468.922	8.90	185 ~ 230

续表 11.7-1

组元层	合金牌号	线胀系数 α（室温～100℃）/$10^{-6}K^{-1}$	电阻率 /μΩ·cm	弹性模量 /MPa	比热容 /J·（kg·K）$^{-1}$	密度 /g·cm^{-3}	硬度 HV
被动层	Ni36	≤1.5	79	147 000	468.922	8.12	200～255
	Ni42	≤5.2	70	147 000	498.229	8.14	200～255
	Ni50	≤10.2	0.45	150 000	485.669	8.20	210～265

3 热双金属的制造

在热双金属的生产中，两层组元材料的结合是主要环节，其组元合金的冶炼、热加工及冷加工等工艺与一般膨胀合金相同，不再赘述。

热双金属组元层组合方法主要有熔合法、爆炸法、热轧结合法及固相结合法四种。

3.1 熔合法

顾名思义，熔合法是将低熔点合金加热至熔融状态，使其熔焊在高熔点合金上的一种结合方法。此法仅适用于两组元层合金熔点差异悬殊，而用一般热轧法又不易结合的热双金属品种，例如黄铜与因瓦合金的结合。

熔合后的黄铜表面易形成许多小缩孔，并有疏松缺陷，表面需饱加工，因而金属损耗大，成材率低。我国第一块热双金属 TБ-6（5J17）就是用此法生产的。

3.2 爆炸结合法

此法原理是利用炸药爆炸瞬间产生的冲击波能量，使组元层的原子之间相互啮合的一种结合方法。将两组元层材料以一定的角度倾斜对置，上敷设炸药，在起爆后获得冲击结合。

此法适于生产大规格尺寸的两种不同金属的复合，例如 Mn-Ni-Cu 合金作组元层的热双金属牌号或低电阻的三金属等。

3.3 热轧结合法

是在轧制结合的同时减少材料厚度的方法，组元层材料的加工不需特殊的设备。如果加热时注意防止结合面氧化，可以较简单地获得复合良好的坯料。这是热双金属生产中最普遍使用的一种方法。简单地说，就是利用高温高压把组元层合金结合起来的一种方法。其流程如图 11.7-2 所示。此法关键是在一定的加热温度下，应保证有足够大的第一道压下量，使其牢固结合。

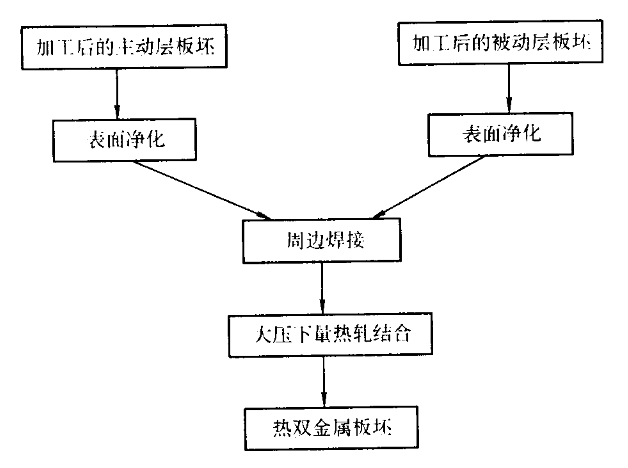


图 11.7-2 热轧结合法示意图

3.4 固相结合——冷轧结合法

所谓固相结合，就是凭借大压下量冷轧重叠起来的两层或多层的金属或合金，依靠它们之间金属键的相互吸引而使组元层之间结合起来，因此又可称为冷轧结合。冷轧压结的结合强度是很低的，需通过烧结处理提高结合强度。固相结合根据上述原理，采取三个主要步骤——表面处理、轧结和烧结。因此，又可称为三步法。对各步工序的具体要求如下。

1）表面清刷　结合面要清洁、新鲜，是结合良好的主要因素之一。

采用机械清刷方法，将固相结合的金属带结合面沿一个方向通过转动钢丝刷的边缘，使金属带压于刷子上，通过控制金属带的速度、刷子的转速和压紧深度，进行表面清刷，以清除表面潮气和氧化膜，使组元合金裸露出新鲜表面。露出内层金属的机械摩擦产生的热量，有利于表面的活化和金属的塑性变形。

2）轧制结合　第一道以 65%～80% 大压下量使重叠的组元层合金初步结合。其机理是原子键被挤压到原子作用力的半径范围内时相互键合和机械嵌合的机制，在组元层之间建立牢固的点结合。

3）烧结　为了提高固相复合热双金属的结合强度，固相复合必须在高温下将双金属作等温扩散热处理，在工艺上称之为烧结，其目的是为结合面上的原子提供互相扩散的功能，通过组元层间相互扩散，使点结合扩展为面结合，并在结合面两侧形成一定深度的扩散层，残存的氧化膜和外来夹杂在扩散过程中逐渐熔解于基体，使双金属具有所需的强度。

冷变形结合工艺因受固相轧机功率和热处理设备条件的限制，对于大于 1.5 mm 厚度的热双金属产品，无法生产。否则，其设备的投资费用将急剧增加。

4 热双金属材料

4.1 牌号的演变

我国热双金属牌号在 1962 年前，按前苏联的表示法，用俄文“TБ－”来表示，采用的技术条件是 ГОСТ5198-50。1962 年冶金部标准 YB/T 137—1962 颁布，用汉语拼音字母“RS－”表示。1969 年 YB/T 137—1969 颁布，按精密合金分类，以 5J 来表示热双金属。三种热双金属表示方法，后面的数字没有任何意义。1984 年公布的 GB/T 4461—1984 和 1992 年公布的 GB/T 4461—1992，仍用 5J 表示热双金属，但 5J 后面的数字是有物理含义的，前二位数乘以 10^{-6} 表示比弯曲公称值，第三位数字起表示电阻率的公称值。

4.2 热双金属牌号分类及特征

根据国标 GB/T 4461—1992，我国的热双金属牌号分类及特征如表 11.7-2 所示。

4.3 热双金属的性能

根据 GB/T 4461—1992 的规定，热双金属应具有表 11.7-3 的性能。



表 11.7-2 热双金属牌号的分类及特征

分类	牌号	特征
高灵敏型	5J20110	比弯曲最高，电阻率很高，使用范围广泛
高电阻型	5J14140	电阻率最高，适用于小电流的断路器、热保护器等
	5J15120	电阻率、比弯曲都很高
通用型	5J1480	具有中等比弯曲和电阻率，耐蚀性比 5J1580 好，使用范围广泛
	5J1580	比弯曲比 5J1480 稍大，使用于热继电器较多
低温型	5J1380	线性温度上限为 100℃，下限为 -50℃，用于高空、低温环境的测温或温控元件
低电阻型	5J1413 5J1416	是热双金属最早出现的品种，导热好，易于电镀和焊接，适合在常温中使用，例如补偿温度等
高温型	5J1070	线性温度上限可达 300℃，常用作家电的温控元件
	5J0756	线性温度上限高达 400℃，常用作测温元件
耐蚀型	5J1017	耐蚀性较好，用于 200℃，大湿度场合下，作为温控元件
	5J1075	耐蚀性好，适用作化工用疏水阀的温控元件
中敏感低电阻系列	5J1306A 5J1306B 5J1309A 5J1309B 5J1411A 5J1411B 5J1417A 5J1417B	A 是以 5J1580 为基体，B 是以 5J1480 为基体。都在主、被动层间加入铜合金作为分流层。与基体热双金属相比，电阻率更低，所以适用于制作大电流的断路器、热保护器
中敏感中电阻系列	5J1320A 5J1320B 5J1325A 5J1325B 5J1430A 5J1430B 5J1433A 5J1433B 5J1435A 5J1435B 5J1440A 5F1440B 5J1455A 5J1455B	都是在主、被动层间加入镍作为分流层。与基体相比，不降低使用温度，但具有各种电阻率，适用于通用型各种不同电流大小的断路器

表 11.7-3 热双金属的性能

牌号	比弯曲 K			电阻率 ρ		结合强度试验			
	标称值 /10⁻⁶ K⁻¹	允许偏差		标称值 (20±5)℃ /μΩ·cm	允许偏差	Ⅰ	Ⅱ		
						反复弯断	扭转	反复弯曲	弯曲
5J20110	20.8	±5%	±7%	113	±5%	反复弯曲至断裂，断口处不得有分层现象	不得出现开裂和裂纹	不得少于三次，不得出现开裂和裂纹	不得出现开裂和裂纹
5J14140	14.5			140					
5J15120	15.3			125					
5J1480	14.3			80.0					
5J1380	13.8			80.0					
5J1580	15.0			80.0					

续表 11.7-3

牌号	比弯曲 K			电阻率 ρ		结合强度试验			
	标称值 /10⁻⁶ K⁻¹	允许偏差		标称值 (20±5)℃ /μΩ·cm	允许偏差	Ⅰ	Ⅱ		
						反复弯断	扭转	反复弯曲	弯曲
5J1413	14.6	±5%	±7%	13.0	±10%	反复弯曲至断裂，断口处不得有分层现象	不得出现开裂和裂纹	不得少于三次，不得出现开裂和裂纹	不得出现开裂和裂纹
5J1416	14.3			16.0					
5J1017	10.0	±8%	±10%	17.0					
5J1070	10.8			70.0	±5%				
5J0756	7.8			56.0					
5J1306A	13.8	±5%	±7%	6.0	±10%				
5J1306B	13.5			6.0					
5J1309A	13.9			9.0					
5J1309B	13.6			9.0					
5J1411A	14.9			11.0					
5F1411B	14.3			11.0					
5J1417A	14.9			17.0					
5J1417B	14.2			17.0					
5J1320A	13.3			20.0	±8%				
5J1320B	13.0			20.0					
5J1325A	13.9			25.0					
5J1325B	13.5			25.0					
5J1430A	14.8			30.0	±7%				
5J1430B	14.0			30.0					
5J1433A	14.8			33.0					
5J1433B	14.0			33.0					
5J1435A	14.8			35.0					
5J1435B	14.0			35.0					
5J1440A	14.8			40.0					
5J1440B	14.0			40.0					
5J1455A	14.9			55.0					
5J1455B	14.1			55.0					
5J1075	10.8	±8%	±10%	75.0	±5%				

注：5J1380 的比弯曲 *K* 值为室温～100℃测试数据。

表 11.7-3 列出的为 GB/T 4461—1992 热双金属牌号考核的性能指标。

GB/T 4461—1992 规定的生产规格厚度为 0.1～3.0 mm，宽度≥50 mm 带材。

GB/T 4461—1992 与 YB/T 137—1969 比较，增加了具有中等比弯曲的电阻系列产品，比弯曲性能偏差范围也更严格。如 5J20110 的比弯曲偏差范围由冶标的 ±10% 缩小到 ±5%～±7%，接近或达到国外标准水平。

需要指出的是：我国热双金属标准规定的厚度公差是很严格的，达到国外标准水平，但实物水平与国外相比差距较大，国外同一条带钢厚度偏差在 0.005 mm 之内，而国内材料往往是在整个厚度偏差范围内波动，因而造成材料性能不稳定，这是国产料与国外产品的主要差距。另一不足之处是



我国缺少高灵敏型的电阻系列产品。美、德、法和日本等国都已有电阻率为 5 ~ 60 $\mu\Omega\cdot$cm，比弯曲 $K \geqslant 18.5 \times 10^{-6}\mathrm{K}^{-1}$ 的产品，而国内该产品尚处于研试阶段，仅能提供小量试制产品，距工业生产尚有很大距离。

我国还有两个非标准的热双金属牌号 RSG-2 和 RSN-210。前者为高温热双金属，在 500℃温度下可正常工作，其比弯曲 K 为 $6.5 \times 10^{-6}\mathrm{K}^{-1}$，作为工业双金属温度计的温度指示元件。后者是不锈热双金属，与国外同类产品相比，耐蚀性能好、热敏性能高，比弯曲可达 $11.2 \times 10^{-6}\mathrm{K}^{-1}$，作为疏水阀温控元件，目前已投入工业性生产。

4.4 热双金属国内外牌号的对照

为了方便使用，表 11.7-4 列出 GB/T 4461—1992 与国外标准，例如日本 JISC2350—75、美国 ASTMB388—87、德国 DIN1715—83 以及各厂商牌号的对照。

表 11.7-4 国内外热双金属牌号对照表

国标 GB4461	相当国外标准			相当国外厂商牌号								YB/T 137—1969
	日本 JIS	美国 ASTM	德国 DIN	住友（日）	东芝（日）	FRUFLEX（美）	CHACE（美）	WILCO（美）	KANTHAL（瑞典）	G·Rou（德）	IMPHY（法）	
5J20110	TM-1	TM-2	TB20110	BR-1	NIY	P675R	6650	R530 MorfirxV	200R108	M	108SP	5J11
5J14140	TM-1	TM-8			BR-2	NRY	P850R	6850	R667	140R140	M80/20	140SP
5J15120	TM-1											5J14
5J1480	TM-2	TM-1		BL-4	CIY	B1	2 400	Rayflex G	135	C	R80	5J18
5J1380												5J19
5J1580	TM-2			BL-2	T1Y	L1			145，155	Ge		5J16
5J1413												
5J1416				BL-1	B1Y	A1		Standard S				5J17
5J1017	TM-3	TM-22		BL-3		N1	3 300	Cirflex	95	N1	R15	5J24
5J1070	TM-4	TM-6	TB1170	BH-2		E3	2 800	Ehigh Heai E	115	H	BS	5J23
5J0756		TM-5		BH-3		E5	2 500	Autiflex B				5J25
5J1306A	TM-5A			TRC-5	RPL-6	F25R		R24	135R05			
5J1306B	TM-5A									CuGe6	R6	
5J1309A	TM-5A		TB1109	TRC-10	TML-10	F50R	1 050	R39	145R10			
5J1309A	TM-5A									CuGe	R11	
5J1417A				TRC-15	TML-15	F90R	1 090	R70	145R15			
5J1417B		TM-9								CuGe17		5J101
5J1320A	TM-6					B125R	6 125					
5J1320B	TM-6	TM10		TR-20	CNL-20							
5J325A	TM-6					B150R	6 150	R118				
5J1325B	TM-6	TM11	TB1425	TR-25	CNL-25					G25·F25	R25	
5J1430A	TM-6					B175R	6 175					
5J1430B	TM-6	TM12		TR-30	CNL-30					F30		
5J1433A	TM-6					B200R	6 200	R157				
5J1433B	TM-6	TM13		TR-35	CNL-35					F35		
5J1435A	TM-6											
5J1435B	TM-6		TB1435									
5J1440A	TM-6					B250R	6 250	R203				
5J1440B	TM-6	TM14		TR-40	CNL-40					F40	R40	
5J1455A	TM-6											
5J1455B	TM-6	TM16	TB1555									
5J1075			TB1075	BSS		J7			105S	R100		

4.5 热双金属的应用

利用热双金属温度位移特性，可达到温度指示、温度补偿、温度控制及程序控制的目的。

1）温度指示　作为温度指示的热双金属可以制作成一个平螺旋形或直螺旋形元件。当温度变化时，螺旋自由端围绕着固定端旋转。例如在螺旋上装上温度刻盘，就成为一个简单的双金属温度计。

2）温度补偿　作温度补偿的热金属，其作用是消除因环境温度变化而产生的零点漂移。例如在三相热继电器和汽车发电机电压调节器上都采用补偿结构，从而保证了装置的正常工作。

3）温度控制和程序控制　温度控制是热双金属最重要的应用领域之一，作为温度控制的热双金属元件，一般为条片形状，也可制成螺旋形、碟形或是其他形状。最典型的例子是电熨斗用的温控器，热双金属元件呈条形，控制开关移动到指示器所示各种衣料的位置，实际上就是热双金属位移的距离，以保证电熨斗具有准确的使用温度。热双金属的另一个重要应用是程序控制。双金属热继电器保护装置，不仅可在危急时断开所保护的机构，而且还能保证其合理使用，例如断开次要装置、电动机卸荷等，起到程序控制的目的。

4.6 热双金属使用注意事项

热双金属在冲制元件落料时，应顺材料轧制方向（纵向），因横向冲制材料的热敏性下降约3%左右，而且承受弯曲的能力比从纵向落料元件的最大允许应力下降约10%左右。冲制的元件边缘不应有毛刺，否则会降低热敏性。例如碟形元件，若毛刺严重，会丧失动作性能。

元件应避免过小的弯折半径。对弯折性能有高要求的，可以提高材料的稳定化处理温度或材料在冲制前就进行稳定化处理，以改善弯折性能，但此时其强度、热敏性能、承受负荷和高温的能力都有些下降。

在绕制螺旋元件时，要注意热双金属片的反弹力。为了使平螺旋（发条）元件达到要求的外形直径或圈与圈之间的均衡距离，元件卷绕时可衬垫适当厚度的垫带。为了保持直螺旋元件的力学刚性，必须使长度与厚度之比小于2 500。

为了保证碟形元件的正确动作，元件的直径与元件的厚度之比应为60～150。元件的弓形高度与元件厚度之比为1.6～4.0。

在装配热双金属组合件时，特别是对银触头的固接，如果动作精度要求高，宜采用点焊固定，其次为铆接。钎焊的温度较高，会使热双金属元件软化，而在冷却时会产生新的应力，因此不宜采用。热双金属的各组元层合金的点焊并不困难，不会因点焊而使合金组织发生变化，也无产生开裂的危险。可焊性的好与坏与表面状态有关，点焊处元件表面必须去除氧化膜、油污等沾污物。在点焊以锰基合金为主动层的5J20110（5J11）、5J15120（5J14）等材料时，需注意它的熔点仅为1 070℃温度，而且电阻率要比5J1480（5J18）高出1倍，若电流过大，点焊时会造成因飞溅而引起的小孔缺陷。

热双金属各组元层材料大部分是铁镍、铁镍铬和铁镍锰合金，在大气下会产生腐蚀生锈。如果在恶劣的腐蚀环境中工作，或热双金属元件和其他结构件之间，由于电极电位不同而形成电解电池时，锈蚀更为严重，此时需要进行表面保护处理，方法有钝化处理、涂塑和电镀等。钝化处理工艺较为简单，使用温度也高，耐蚀效果好。

镀镍、镀铬后的元件表面较硬、有利于高温下表面的保护，耐蚀性也比其他处理方法好。电镀的元件、电阻值会有所变化，热敏性能一般都会降低，镀层越厚，降低越多。

4.7 热双金属的稳定性处理

热双金属制成元件后进行稳定性处理是极为重要的。组成热双金属的组元金属或合金，是由大量取向的不规则的晶体组成，为保证热双金属所必需的弹性，在成品轧制中，给予较大的冷作硬化程度。在元件制作过程中，各成形工序，例如校直、剪切、冲制、刻印、平整、弯曲等，除了塑性变形外，还不可避免地导致弹性变形和晶格扭曲，在加工成形后，还残留在热双金属中间，受力大小不同的横截面区和受力不同取向的晶体互相牵制，阻碍了弹性应力的平衡、这种应力状态造成了热双金属元件的不稳定性。

为了获得热双金属元件的动作精确性，把成形后的热双金属元件在它的再结晶温度以下进行热处理来稳定其性能，这种过程叫做稳定化处理或老化处理。

热双金属的稳定化处理是在其允许使用温度范围内和允许负荷范围内，通过适当的加热过程，使其转入稳定状态。

在使用过程中，最高使用温度不超过稳定处理温度条件下，热双金属元件具有恒定的性能和形状。

热双金属元件的稳定化处理需注意下列事项：

1）除以铜及其合金为主动层的热双金属或作为分流层的电阻型热双金属外，一般热双金属元件的稳定化处理温度应大于300℃，这个温度以超过实际最高使用温度至少50℃为宜。

2）热双金属元件应缓慢加热和缓慢冷却，加热时间应超过2 min。

3）在进行处理时，热双金属元件必须能自由弯曲运动，尤其是螺旋形元件，相互间应有足够的距离。

4）与热双金属元件连接的有关金属与非金属部件，也应进行热处理，以免影响热双金属元件在工作时的精度。

热双金属元件装配后及最后调试以前，应以实际使用条件进行最高温度至最低温度的反复多次的加热和冷却处理。

体积小，厚度薄的元件，处理温度不宜太高，保温时间不宜太长，宜增加反复处理次数。形状复杂的元件，应有足够的保温时间和反复处理的次数。

在某些特殊的情况下，需采用特殊的稳定化处理工艺，若热双金属元件在使用时存在特别大的应力，则稳定化处理应在受应力作用下进行，外应力的方向与实际应用的方向相同。

4.8 热双金属元件设计

4.8.1 热双金属元件形状的设计

按照热双金属元件控制装置的要求、动作位移的形式、空间允许的位置和负载状况，以及控制精度等要求，确定元件的形状。在元件设计时，应遵守下列原则：热双金属元件的长度一般不能小于3倍宽度，或者宽度不大于厚度20倍，否则它的动作就不均匀一致，热双金属元件的动作挠度不能超过长度的10%，否则将引起挠度的下降。有时为了获得大的推力，要使用很宽的热双金属元件，可在元件的长度方向开槽，以减少横向弯曲的影响。若选择碟形元件，应确定元件的直径，位移的大小，断开和回复的温度以及允许温度的误差。而不同的温度偏差范围，如±2℃、±5℃或±10℃，其价格有成倍的差异，偏差越大，价格就越低。

4.8.2 最小体积的元件设计

在元件设计时，必须考虑到元件的经济性，以最少材料获得最大的功效。

任何温度变化，都使元件产生位移、推力和或转矩，以此作为能源。如果热双金属元件工作时自由动作不加外力，则全部的变化用于产生位移。如果元件完全受到限制而无位

移产生，则全部的温度变化用于产生推力或转矩。

若热双金属元件动作受到的限制是弹性的，例如带动一个弹簧机构，则部分温度变化用于产生移位，另一部分用于产生推力或转矩，这种情况在实际中使用很多。可以证明，在计算热双金属元件尺寸时，将温度变化的一半用于产生位移，另一半用于产生推力或转矩，则算出尺寸可使元件的体积最小。

当元件的长、宽、厚度三个尺寸之一确定时，其余的尺寸可用相应的公式算出。如果三个尺寸都属于未知数时，则必须先假定一个尺寸，再求其余的两个，求得的尺寸如不符合长、宽、厚三者比例要求时，应适当改变假定的尺寸，重新进行计算。

4.8.3　热双金属元件计算公式

表 11.7-5 为常用的各种热双金属元件的计算公式。

表 11.7-5　常用热双金属元件计算公式

元件形状	位移（挠度或偏转角）（$P=0$）	机械弹力	推热力（f 或 $a=0$）	最大弯曲应力
	$f=K\dfrac{(T-T_0)L^2}{S}$ $\phi=K\dfrac{(T-T_0)L\times360}{\pi S}$	$P=\dfrac{BS^3}{4L^3}Ef$	$P=\dfrac{K(T-T_0)EBS^2}{4L}$	$\sigma=\dfrac{6PL}{BS^2}$
	$f=K\dfrac{(T-T_0)L^2}{4S}$	$P=\dfrac{4BS^3}{L^3}Ef$	$P=\dfrac{K(T-T_0)EBS^2}{L}$	$\sigma=\dfrac{3PL}{2BS^2}$
	$f=K\dfrac{(T-T_0)L^2}{2S}$	$P=\dfrac{BS^3}{L^3}Ef$	$P=\dfrac{K(T-T_0)EBS^2}{2L}$	$\sigma=\dfrac{3PL}{BS^2}$
	$f=K\dfrac{(T-T_0)}{S}\times(b^2-a^2+2ab+4r^2+2\pi rb)$			
	$a=K\dfrac{(T-T_0)L\times360}{\pi S}$	$P=\dfrac{2\pi}{360}\times\dfrac{BS^3Ea}{12Lr_1}$	$P=\dfrac{K(T-T_0)EBS^2}{6r_1}$ $M=\dfrac{K(T-T_0)EBS^2}{6}$	$\sigma=\dfrac{6Pr_1}{BS^2}$
	环： $f=K\dfrac{(D^2-d^2)(T-T_0)}{4S}$ 圆片（$d=0$）： $f=K\dfrac{D^2(T-T_0)}{4S}$ $f_x=\dfrac{K(T-T_0)b(2ab)}{S}$ $f_y=\dfrac{K(T-T_0)a^2}{S}$	$P=\dfrac{4S^3Ef}{D^2-d^2}$ $P=\dfrac{4S^3Ef}{D^2}$	$P=K(T-T_0)ES^2$ $P=K(T-T_0)ES^2$	



续表 11.7-5

元 件 形 状	位移（$P=0$）
β　R　f_x　f_r　f_t　f_y　f	$\beta=0\sim2\pi$ 水平位移： $f_x=\dfrac{2K(T-T_0)R^2}{S}(\sin\beta-\beta\cos\beta)$ 垂直位移： $f_y=\dfrac{2K(T-T_0)R^2}{S}(\beta\sin\beta+\cos\beta-1)$ 径向位移： $f_r=\dfrac{2K(T-T_0)R^2}{S}(1-\cos\beta)$ 切向位移： $f_t=\dfrac{2K(T-T_0)R^2}{S}(\beta-\sin\beta)$ 合成位移：$f=\sqrt{f_x^2+f_y^2}=\sqrt{f_r^2+f_t^2}$
b　R　a	$f=\dfrac{K(T-T_0)}{S}(b^2-a^2 2ab+4\pi R+4\pi Rb)$
f_y　a　f_x　S　R	$f_x=\dfrac{K(T-T_0)(3\pi+2)R^2}{S}$ $f_y=\dfrac{K(T-T_0)}{S}[a^2+2R^2+(3\pi+2)Ra]$
L_1　L_2	$f=\dfrac{K(T-T_0)}{S}(L_2^2-2L_1L_2-L_2^1)$ 若 $L_2=2.4L_1$，则 $f=0$
L_1　L_2	$f=(T-T_0)\left[\dfrac{K_2L_2^2}{S_2}-\dfrac{K_1(L_2^1+2L_1L_2)}{S_1}\right]$

编写：张成俊（上海钢铁研究所）
李景东（陕西钢铁研究所）

第8章　电 性 合 金

电性合金是指具有特殊电学性能的合金。依使用性能可将其分为以电阻特性为主要特征的电阻合金（包括精密电阻合金、应变电阻合金、热敏电阻合金等）；用做电加热元件的电热合金；利用热电效应测温的热电偶合金；利用电接触时的导电性的电触头材料等。

1　电阻合金

1.1　精密电阻合金

精密电阻合金是电阻温度系数和对铜热电动势的绝对值较小且稳定性好的电阻合金，是具有电阻恒定不变特性的电阻材料。

精密电阻合金广泛应用于精密仪器仪表、调节器及传感器中的电阻元件，例如电桥、电位器、各种电阻器、电动机速度控制、电路温度控制、电压调节、温度补偿元件等。

精密电阻合金可按合金系列分为 Cu-Mn 系、Cu-Ni 系、Ni-Cr 系、Fe-Cr-Al 系、贵金属等系列。按电阻率大小可分为低阻合金（$\rho<0.2\ \mu\Omega\cdot m$）、中阻合金（$\rho=0.2\sim1.0\ \mu\Omega\cdot m$）和高阻合金（$\rho>1.0\ \mu\Omega\cdot m$）。

对精密电阻合金的性能要求是：

1）在较宽的温度范围内具有低的电阻温度系数，且电阻随温度变化的线性好。

2）电阻值稳定，经年变化小。

3）对铜热电动势小。在直流下使用的电阻元件需满足此要求。

4）一般要求电阻率高，且阻值的均匀性好。但在低电阻电位器、低电阻绕线电阻、大型分流器等个别情况下，要求低电阻率。

5）良好的加工性和力学性能。

6）良好的耐蚀性、耐热性、抗氧化性、耐磨性和包漆性能。

7）焊接性能好。

能完全满足上述性能要求的材料并不多。在实际应用中应根据不同用途选择材料。但上述要求中 1）、2）两项是精密电阻合金最重要的基本特性。

1.1.1　Cu-Mn 系电阻合金

Cu-Mn 系电阻合金具有较低的电阻温度系数和对铜热电动势，且有优良的电阻年稳定性，从而成为使用最多的主要的精密电阻合金。

锰含量低于质量分数 20%、组织为 γ 固溶体的 Cu-Mn 二元合金具有负电阻温度系数，以此为基体制成了 Cu-Mn 系精密电阻合金。最典型的是锰铜合金，标准成分（质量分数）为 86%Cu、12%Mn 和 2%Ni。镍的加入使合金的对铜热电动势降低，改善电阻温度系数并提高耐蚀性。为获得性能更加优异的材料，出现了一系列添加 Ni、Al、Fe、Si、Sn、Ge 以及稀土元素的 Cu-Mn 系合金。

1）锰铜合金　锰铜合金的成分与性能见表 11.8-1 和表 11.8-2。相应于国外的合金牌号 Manganin（德、美、英）、マンガニン（日）、МАНГАНИН（俄）。

各国锰铜合金的主要成分大致相同，性能亦大同小异，只是有的国家的锰铜分类较细以满足不同的需要。

图 11.8-1 示出了锰铜合金的电阻-温度曲线。曲线为抛物线形，电阻温度系数在室温附近很小。这说明在使用温度范围内电阻值很稳定，但温度偏差较大时，由于曲线呈抛物线状，电阻发生较大的变化。

表 11.8-1　锰铜合金的成分（质量分数）

（摘自 GB/T 6145—1999）　　　　%

合金名称	牌号	S	C	P	Fe	Si	Mn	Ni	Cu
通用型锰铜	6J12	<0.02	<0.05	<0.005	<0.5	<0.1	11~13	2~3	余量
F1 型分流锰铜	6J8	<0.02	<0.05	<0.005	<0.5	1~2	8~10	—	余量
F2 型分流锰铜	6J13	<0.02	<0.05	<0.005	<0.5	<0.1	11~13	2~5	余量

表 11.8-2　锰铜合金的品种及性能

（摘自 GB/T 6145—1999）

合金分类		电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot m$	电阻温度系数：一次温度系数 α/$10^{-6}K^{-1}$	电阻温度系数：二次温度系数 β/$10^{-6}K^{-2}$	对铜热电动势 E_{Cu} /$\mu V\cdot K^{-1}$	工作温度 /℃
通用型锰铜	0 级	0.44~0.50	−2~+2	−0.7~0	≤1	5~45
	1 级		−3~+5			
	2 级		−5~+10			
	3 级		−10~+20			
F1 型分流锰铜 6J8		0.30~0.40	−5~+10	−0.25~0	≤2	10~80
F2 型分流锰铜 6J12		0.40~0.48	0~+40	−0.7~0	≤2	10~80

锰铜成品要经退火处理才能得到长期稳定的电阻和小的电阻温度系数。退火应在真空或保护气氛中进行。退火温度根据保护气氛、形变程度和丝材直径而定。

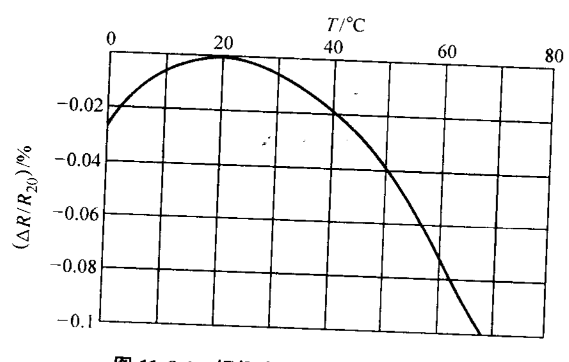


图 11.8-1　锰铜合金的电阻温度曲线

2）新康铜合金　新康铜合金（6J11）的主要成分（质量分数）为 11.5%~12.5%Mn、2.5%~4.5%Al、1.0%~1.6%Fe、余铜。相应于国外的合金牌号是 Novokonstant。合金经 400℃退火 5~20 h 后，形成均匀的 γ 固溶体。其性能为：电阻率 0.49 $\mu\Omega\cdot m$，一次电阻温度系数 $-1.6\times10^{-6}K^{-1}$，二次电阻系数温度 $-0.35\times10^{-6}K^{-2}$，平均对铜热电动势 $\overline{E}_{Cu}$

≤2 μV/K，最高工作温度达500℃。

由于添加了铝，使温度系数降低，电阻率和耐蚀性增加，提高了最高工作温度。但因铝含量较高，易产生偏析，在溶解度附近有析出的危险。加工性和焊接性变差，长期稳定性也不如锰铜，还有严重的磁滞现象。

3）锗锰铜合金　在铜锰中添加锗，使电阻率、电阻温度系数、对铜热电动势等电学性能大为改进。表11.8-3和表11.8-4列出了锗锰铜合金的成分及性能。其中4yc6合金相应于国外的Zeranin合金。锗锰铜合金按其电阻温度系数大小分为三个等级。

表11.8-3　锗锰铜合金的化学成分（质量分数）　%

合金名称	牌号	Ge	Mn	Cu	其他
锗锰铜	4yc6	5.5~6.5	5~7	余量	<1
低锗锰铜	4yc7	0.5~2.0	8~10	余量	<2

表11.8-4　锗锰铜合金的性能

合金牌号	等级	一次电阻温度系数 $\overline{\alpha}_{0\sim20K}$ /10^{-6} K^{-1}	$\overline{\alpha}_{20\sim70K}$ /10^{-6} K^{-1}	α_{20} /10^{-6} K^{-1}	二次电阻温度系数 β_{20}/10^{-6} K^{-2}	对铜热电动势 E_{Cu} /μV·K^{-1}	工作温度 /℃
锗锰铜（4yc6）	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	— — —	±3 ±6 ±10	— — —	≤0.04	≤1.7	0~70
低锗锰铜（4yc7）	Ⅰ Ⅱ Ⅲ	— — —	— — —	±3 ±6 ±10	≤0.2	≤1.0	0~40

图11.8-2示出了锗锰铜合金的电阻－温度曲线。可以看出，在0~70℃温度范围内电阻与温度呈良好的线性关系；在－75~125℃温度范围内特性曲线为S形，电阻变化仅为0.1%左右。这说明锗锰铜有较宽的使用温度范围。锗的加入还提高了电阻率、耐蚀性和塑性。但是锗锰铜的电阻温度系数α与线径有关，即使是同一化学成分也要分成不同等级。合金承受应力会引起电阻值的变化，在绕制和使用时应加以注意。此外成本也高于锰铜。

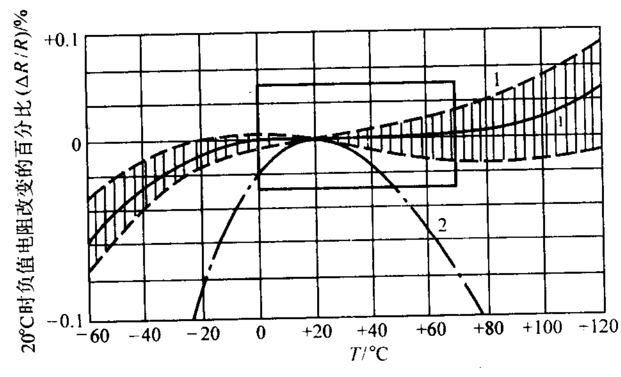


图11.8-2　锗锰铜与锰电阻－温度曲线比较
1—锗锰铜电阻－温度曲线；2—锰铜电阻－温度曲线

1.1.2　Cu-Ni系电阻合金

Cu-Ni合金为连续固溶体组织。合金的电阻率、电阻温度系数、对铜热电动势等性能随着Ni含量的变化而改变，如图12.8-3所示。

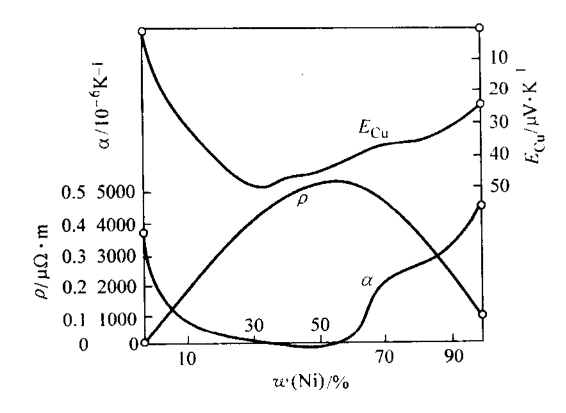


图11.8-3　Cu-Ni合金成分与性能的关系

康铜合金（国外相应牌号为Konstantan）的成分处在ρ大而α小的成分范围内。康铜合金的成分与性能见表11.8-5。康铜的电阻－温度曲线的线性比锰铜好，可在较宽的温度范围内使用，最高使用温度可达400℃。耐蚀性、耐热性和抗氧化性也比较好。但康铜的对铜热电动势较高，仅适用于交流电路，使用范围受到限制。

表11.8-5　Cu-Ni系精密电阻合金的成分和性能

合金名称	牌号	化学成分（质量分数）/% Ni	Cu	Mn	Zn	ρ /μΩ·m	α /10^{-6} K^{-1}	$\overline{E}_{Cu}$/ μV·K^{-1}	σ_b /MPa	最高工作温度 /℃
康铜	6J40	39~41	58~60	1~2	—	0.48	±40	45	>390	400
尼凯林	—	30	67	3	—	0.40	110~200	20	—	300
德银	—	13.5~16.5	余量	—	18~22	0.34	330~360	14.4	—	<200

这类合金还有尼凯林、德银等，其成分和性能见表11.8-5。为进一步改善康铜的性能，可加入Mn、Co、Fe、Si、Be等元素以提高其耐热性，降低其电阻温度系数。例如，通过增加Mn含量，调整Ni、Cu的配比并加入少量Co、Fe、Si，可得到低电阻温度系数和耐蚀性好的Monel401合金，最高使用温度可达500℃。

1.1.3　Ni-Cr改良型电阻合金

Ni-Cr改良型电阻合金是在镍铬电热合金的基础上，添加适量Al、Mn、Fe或Cu而成的高电阻精密电阻合金。它的电阻率高（可达1.3 μΩ·m），电阻温度系数特别是二次电阻温度系数低，对铜热电动势低，抗氧化，耐腐蚀，冷加工性较好，能加工成微细丝。缺点是焊接性能较差，而且要防止假焊或焊点受力引起断线。现可用专用焊剂进行锡焊。

Ni-Cr改良型精密电阻合金的成分和性能见表11.8-6和表11.8-7。其中6J22合金相应于国外的Karma合金，6J23合金相应于国外的Evanohm合金，6J24相似于瑞典的Mikrothal Lx合金。

表11.8-6　Ni-Cr改良型精密电阻合金的成分（质量分数）（摘自GBn 253—85）　%

合金牌号	Cr	Al	Fe	Cu	Mn	Si	Ni	C	P	S
6J22	19.0~21.5	2.7~3.2	2.0~3.0	—	0.5~1.5	≤0.20	余	≤0.04	≤001	≤0.01

续表 11.8-6

合金牌号	Cr	Al	Fe	Cu	Mn	Si	Ni	C	P	S
6J23	19.0～21.5	2.7～3.2	—	2.0～3.0	0.5～1.5	≤0.20	余	≤0.04	≤0.01	≤0.01
6J24	19.0～21.5	2.0～3.2	≤0.5	—	1.0～3.0	0.9～1.5	余	≤0.04	≤0.01	≤0.01

表 11.8-7 Ni-Cr 改良型精密电阻合金的性能

合金牌号	电阻率 ρ /$\mu\Omega\cdot$m	一次电阻温度系数 α/$10^{-6}K^{-1}$	二次电阻温度系数 β/$10^{-6}K^{-2}$	对铜热电动势 E_{Cu} /$\mu V\cdot K^{-1}$	使用范围 /℃
6J22	1.33	3.5	0.06	0.28	-55～125
6J23		2.7	0.05	0.25	
6J24		2.5	—	0.20	

图 11.8-4 示出了 Ni-Cr 改良型合金的电阻 - 温度曲线。曲线在较宽的温度范围内比较平直，说明使用温度范围较宽。按标准规定，Ni-Cr 改良型精密电阻合金可根据平均电阻温度系数的大小分为三个等级，见表 11.8-8。

表 11.8-8 Ni-Cr 改良型电阻合金性能级别分类

合金牌号	级别	平均电阻温度系数 /$10^{-6}K^{-1}$
6J22、6J23、6J24	0	-5～+5
	1	-10～+10
	2	-20～+20

对这类合金进行热处理的目的是的消除加工硬化并改善电学性能。回火温度对合金电学性能的影响如图 11.8-5 和图 11.8-6 所示。

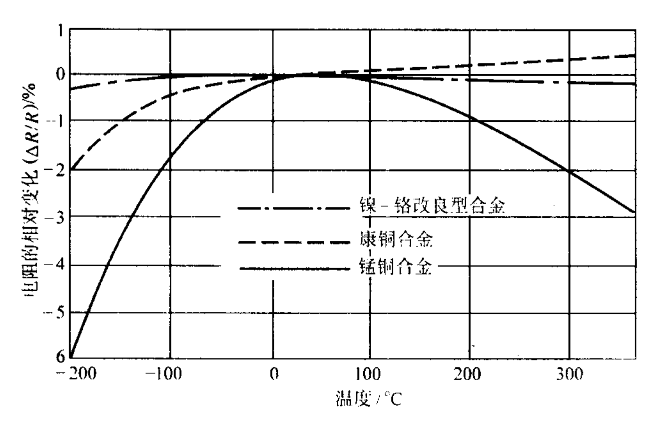


图 11.8-4 Ni-Cr 改良型合金与锰铜、康铜的电阻 - 温度曲线比较

1.1.4 其他系列精密电阻合金

(1) Fe-Cr-Al 改良型电阻合金

这类合金的电阻率高，电阻温度系数小，高温抗氧化性好，成本低。缺点是加工性和焊接性差。主要 Fe-Cr-Al 改良型电阻合金的成分和性能列于表 11.8-9。由于电阻温度系数对铬、钒含量较敏感，制造时应正确选择和严格控制之。

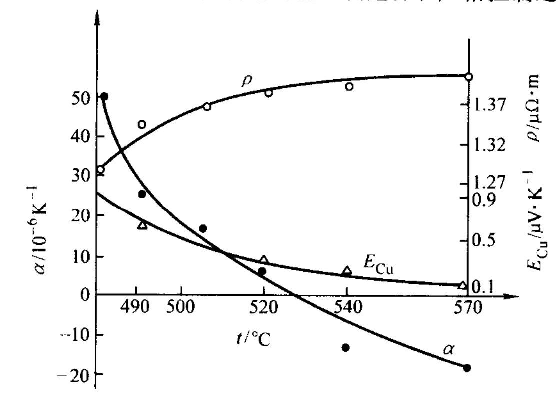


图 11.8-5 回火温度对 6J22 合金性能的影响

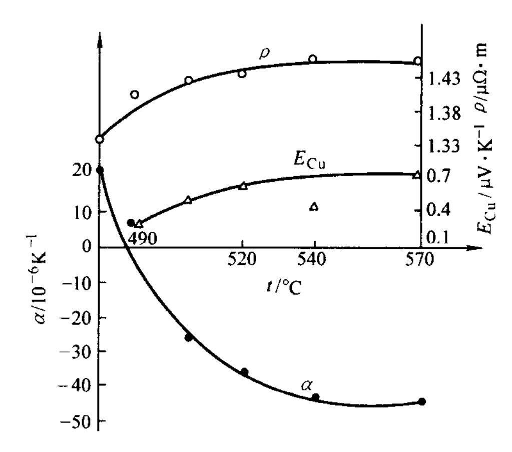


图 11.8-6 回火温度对 6J23 合金性能的影响

表 11.8-9 Fe-Cr-Al 改良型电阻合金的成分与性能

合金	化学成分(质量分数)/% Cr	Al	Co	Fe	ρ /$\mu\Omega\cdot$m	α /$10^{-6}K^{-1}$	E_{Cu} /$\mu V\cdot K^{-1}$
パイロユックス-Q	11	8.5	—	余	1.55	5	3.76
Kanthal DR	20	4.5	0.5	余	1.35	±20	3.5
Fe-Cr-Al-Ⅰ	20	5	—	余	1.35	±10～±20	-1.9
Fe-Cr-Al-Ⅱ	15.5	6.5	—	余	1.38	±10～±20	～0

(2) 贵金属精密电阻合金

这类合金主要有铂基、金基、钯基、银基电阻合金，其主要合金成分和性能见表 11.8-10。贵金属精密电阻合金的耐蚀性、抗氧化性好、接触电阻小，用于制造特殊条件下使用的电阻器和电位器。但由于材料价格昂贵，限制了它的广泛应用。

(3) 锰基、钛基电阻合金　锰基电阻合金包括 Mn-Ni、Mn-Cu、Mn-Ni-Cu 合金，是高电阻率的电阻合金。这类合金的电学性能优越，但加工性和抗氧化性差，限制了应用。

钛基电阻合金具有优异的电学性能、力学性能和耐蚀性。目前，由于制造工艺上的困难，未能工业生产和使用。



表 11.8-10　贵金属精密电阻合金的性能

合金系列	合金	ρ /μΩ·m	$\bar{\alpha}$（0～100℃）/$10^{-6}K^{-1}$	$\bar{E}_{Cu}$（0～100℃）/μV·K^{-1}	σ_b/MPa 退火态	σ_b/MPa 硬态
铂基合金	PtIr20	0.32	850	6.1	686.5	1 618
	PtRh15Ru5	0.31	700	0.3	990.5	1 697
	PtRu10	0.42	30	1.4	774.7	1 373
	PtCu20	0.82	98	-6.7	588.4	1 373
金基合金	AuCr2.1	0.33	1	约 7.5	—	—
	AuNi5Cr2	0.42	110	—	392.3	764.9
	AuV8Fe5	1.88	约 63	—	—	1 304
	AuV3Fe4.5Ni1.5	1.49	约 2	—	—	1 157
	AuPd20V10	2.18	约 27	0.1	—	764.9
	AuPd20V10Co2	2.06	约 12	0.7	—	725.7
钯基合金	PdAg40	0.42	30	-42	372.7	774.7
	PdAg36Cu4	0.42	70	—	539.4	931.6
	PdAg40B0.1	0.42	98	—	1 471	2 157
	PdV9Al1	1.31	37	-5.6	774.7	1 373
	PdAu40Mo5	1.00	120	—	676.7	1 064
	PdAu40Fe10	1.58	约 0	—	—	—
	PdAu38Fe11Al1	2.30	约 0	约 0	—	—
银基合金	AgMn8.8	0.28	约 0	2.5	—	441
	AgMn8Sn7	0.43	10	-0.4	—	284
	AgMn13Sn9	0.57	约 0	-0.15	—	441
	AgMn8.8Sb1.5	0.37	-25	1.8	—	—

1.2　应变电阻合金

应变电阻合金是电阻应变灵敏系数大，电阻温度系数绝对值小的电阻合金。利用其电阻随应变而变化的特性，可制造各种应变电阻和传感器，进行应力、应变、载荷、位移、扭矩、加速度等测量。

对应变电阻合金的性能要求是：

1）具有大的电阻应变灵敏系数，且在较大应变范围内为常数。应变灵敏系数应不随温度而变化。

2）电阻率高而稳定。

3）具有低的电阻温度系数，且电阻随温度的变化成线性关系。

4）线胀系数应接近或高于被测器件的线胀系数。

5）在工作温度下要求强度高、疲劳强度大、机械滞后小、蠕变小、抗氧化性好。

6）加工性和焊接性良好。

应变电阻合金主要包括 Cu-Ni 系、Ni-Cr 系、Fe-Cr-Al 系和 Pt 基合金等。在常温和中温条件下大多使用应变康铜和 Ni-Cr 改良型合金；而在高温下使用的多为 Fe-Cr-Al 和铂基应变电阻合金。

1.2.1　Cu-Ni 系应变电阻合金

这类合金以铜、镍为基，添加少量锰等元素，是常温或中温（<250℃）使用的应变电阻合金。主要合金的成分和性能见表 11.8-11。这类合金的电阻温度系数低，而且电阻－温度曲线的线性较好。应变灵敏系数在较大的应变范围内几乎不变化，且随温度呈线性关系。机械滞后较小，加工性能好，但对铜热电动热较大。

表 11.8-11　Cu-Ni 系应变电阻合金的成分和性能

合金	化学成分(质量分数)% Ni	Mn	Zr	Cu	ρ/μΩ·m	α/$10^{-6}K^{-1}$	K	σ_b/MPa	线胀系数/$10^{-6}K^{-1}$
6JYC-401	40	—	—	余量	0.49～0.50	-48～47	2.13～2.20	461～500	—
6JYC-442	44	—	—	余量	0.51～0.52	-57	2.16～2.17	461～510	—
6JYC-423	42	—	—	余量	0.50	-58～-45	2.11～2.17	441～490	—
6JYC-424	42	—	<0.1	余量	0.50～0.51	-58～-44	2.12～2.17	451～529	—
应变康铜	44	1.5	—	余量	0.49	±20	～2.0	441～686	14.9
应变锰白铜	44	3	—	余量	0.45～0.58	±10	2.09	392～637	—

1.2.2　Ni-Cr 改良型合金

这类合金是以 Cr、Ni 为基，加入少量 Mn、Al、Fe 或 Cu 等元素的合金，是用于中温测量的主要材料。在静态应变测量时最高使用温度为 400℃。主要包括 6J21、6J22、6J23 等合金。合金的电阻率高，约为康铜的 2～3 倍。电阻温度系数较低，且可通过控制成分和热处理进行调整。其成分和性能见本章的 1.1.3。

1.2.3　Fe-Cr-Al 系应变电阻合金

这类合金是在 Fe-Cr-Al 的基础上加入少量 V、Mo 或微量稀土元素制成的改良型合金，属于高温应变电阻合金。主要合金的成分和性能见表 11.8-12 和表 11.8-13。这类合金的电阻率高，电阻温度系数小，应变灵敏系数大，高温抗氧化性好，成本低。加入 Mo、V 后，进一步降低电阻温度系数，改善电阻与温度的线性关系，提高热稳定性。但合金的加工性稍差。加入微量 Y 和稀土元素不仅提高热稳定性，还可增加塑性，改善加工性能。

表 11.8-12　Fe-Cr-Al 系应变电阻合金的化学成分（质量分数）　%

合金	Cr	Al	V	Mo	Y	稀土	Hf	Fe
6JYG-C18	21	5.5	1.3	1.4	<0.5	—	—	余量
6JYG-C19	21	5.3	1.3	1.4	—	—	<0.5	余量
6JYG-C21	21	5.4	3.2	1.4	—	—	—	余量
6JYG-C32	21	5.0	3.5	1.3	—	—	—	余量
6JYG-C34	21	4.8	3.1	1.3	—	—	—	余量
4YC3	21.5～22.5	4.9～5.2	2.3～3.0	1.85～2.05	—	—	—	余量
4YC4	24.5～25.5	6.3～6.5	—	—	≤0.4	≤0.3	—	余量

表 11.8-13　Fe-Cr-Al 系应变电阻合金的性能

合金	ρ/μΩ·m	α（20～700℃）/$10^{-6}K^{-1}$	E_{Cu}/μV·K^{-1}	K	线胀系数（20～600℃）/$10^{-6}K^{-1}$	σ_b/MPa	最高使用温度/℃
6JYG-C18	1.45	-10	2.97	2.50	13.1	833	700



续表 11.8-13

合金	ρ /μΩ·m	α (20～700℃) /$10^{-6}K^{-1}$	E_{Cu} /μV·K^{-1}	K	线胀系数 (20～600℃) /$10^{-6}K^{-1}$	σ_b /MPa	最高使用温度 /℃
6JYG－C18	1.45	－10	2.97	2.50	13.1	833	700
6JYG－C19	1.45	－2.4	—	2.55	14.0	833	700
6JYG－C21	1.50	－29	—	2.45	13.3	931	700
6JYG－C32	1.45	－1.4（20～500℃）	3.18	2.65	12.9	882	500
6JYG－C34	1.50	32	—	2.75	—	784	700
4YC3	1.36～1.42	1.62（20～550℃）	－3.35	2.0～2.8	14	798	550
4YC4	1.43～1.50	＜3（20～750℃）	3.28	＞2	15.06（20～750℃）	872	750～800

1.2.4　Pt-W 系应变电阻合金

Pt-W 系应变电阻合金是理想的高温（800℃）应变电阻材料。它的高温抗氧化性好，电阻温度关系在 0～700℃和 0～800℃范围内线性好，应变灵敏系数大。主要合金的成分和性能见表 11.8-14。

表 11.8-14　Pt-W 系应变电阻合金的成分和性能
（GB 70—79，Q/C 12—75）

合金	ρ /μΩ·m	α（0～800℃）/$10^{-6}K^{-1}$	E_{Cu} /μV·K^{-1}	K	电阻－温度线性温度范围/℃	σ_b /MPa
PtW8	0.65	230	6.1	4.2	0～700	882
PtW8.5	0.67	210	6.4	4.1	0～700	988
PtW9.5	0.76	139	6.5	3.7	0～700	1 196
PtWRe7.5－5.5	0.84	88	3.6	3.3	0～800	1 392
PtWRe8－6	0.84	82	3.9	2.8	0～800	1 431

1.3　热敏电阻合金

热敏电阻合金是电阻温度系数大且为定值的电阻合金。利用其特性可用来制造感温元件进行测量、控温和传递温度信号，还可利用它的限流作用制成限流元件以保护设备。

对热敏电阻合金的性能要求是：电阻温度系数大；电阻－温度曲线的线性好；电阻率较小；电阻值的时间稳定性好等。常用的热敏电阻材料有 Fe、Co、Ni、Cu、Pt 等纯金属，还有 Co 基、Ni 基和 Fe 基合金。热敏电阻合金的成分和主要性能列于表 11.8-15 表 11.8-16。

表 11.8-15　热敏电阻合金的成分（质量分数）　%

合金	Cr	V	Ni	Co	Al	Fe
Co80VFe	—	1～2	—	80	—	余量
Co85CrAlFe	1～2	—	—	85	1～2	余量
Ni50Co10Fe	—	—	50～52	10～11	—	余量
Ni90Cr10	10	—	90	—	—	—
Ni58Fe	—	—	56～60	—	—	余量
Ni30Cr18Fe	16～18	—	30～32	—	—	余量
Cr19Ni9Fe	18～20	—	8～10.5	—	—	余量
Cr20V10Fe	10～20	10～20	—	—	—	余量

表 11.8-16　热敏电阻合金的主要特性

合金	ρ /μΩ·m	α /$10^{-3}K^{-1}$	线胀系数 /$10^{-6}K^{-1}$	极限工作温度 /℃
Co80VFe	0.43	1.4	12.12	700
Co85CrAlFe	0.4	1.7	13.2	700
Ni50Co10Fe	0.2～0.25	3.4～4.5	12.7	500
Ni90Cr10	0.69	0.26	16.45	1 000
Ni58Fe	0.25～0.35	3～5	—	100
Ni30Cr18Fe	095	0.33	17.17	900
Cr19Ni9Fe	0.6～0.7	≥1	—	300
Cr20V10Fe	0.50.55	2.7～2.9	—	400

2　电热合金

众所周知，当电流 I 通过电阻 R 时产生每秒 I^2R 的焦耳热。电热合金就是利用这种电能转换为热能特性的电阻合金。广泛用于各种工业电炉、实验室电炉和家用电器的电加热元件。

对电热合金的性能要求是：

1）具有高的电阻率和低电阻温度系数。

2）合金在使用温度范围内无相变，以保证电阻没有突变，电性能长期稳定。

3）具有较高的抗氧化性和对各种气氛的耐蚀性。

4）具有足够的高温强度，保证加热体不易变形和较长的使用寿命。

5）良好的加工性能，易于制成丝材或带材，并能绕制成各种形状的加热元件。

电热合金主要包括 Ni-Cr 系和 Fe-Cr-Al 系两类，适用于在 950～1 400℃温度范围内工作的电加热元件。在更高温度工作的加热则采用纯金属电热材料。

2.1　Ni-Cr 系电热合金

这类合金的高温强度高、高温冷却后无脆性，使用寿命较长，易于加工和焊接，是广泛使用的电热合金。Ni-Cr 系电热合金的成分和性能列于表 11.8-17 和表 11.8-18。其中，Cr15Ni60 合金相应于国外的 Nikrothal60（瑞典）、X15H60－H（俄）、NiCr6015（德）合金；Cr20Ni80 相应于国外的 Nikrothal80（瑞典）、X20H80（俄）、80Ni20Cr（美）合金；Cr30Ni70 合金相应于国外的 Nikrothal70（瑞典）、NiCr70 30（德）合金。

表 11.8-17　Ni-Cr 系电热合金的化学成分
（质量分数）（摘自 GB/T 1234—1985）　%

合金	C	P	S	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Fe
Cr15Ni60	≤0.08	≤0.020	≤0.015	≤0.60	0.75～1.60	15.0～18.0	55.0～61.0	≤0.50	余量

续表 11.8-17

合金	C	P	S	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Fe
Cr20Ni80	≤0.08	≤0.020	≤0.015	≤0.60	0.75～1.60	20.0～23.0	余量	≤0.50	≤1.0
Cr30Ni70	≤0.08	≤0.020	≤0.015	≤0.60	0.75～1.60	28.0～31.0	余量	≤0.50	≤1.0

表 11.8-18 Ni-Cr 系电热合金的性能
（摘自 GB/T 1234—1985）

合金	电阻率(20℃)/μΩ·m	熔点/℃	最高使用温度/℃	密度/g·cm^{-3}	平均线膨胀系数（20～1 000℃）/$10^{-6}K^{-1}$	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	σ_b/MPa	伸长率 δ/%
Cr15Ni60	1.11～1.15	1 300	1 150	8.2	13.0	460.548	637～784	≥20
Cr20Ni80	1.09～1.14	1 400	1 200	8.4	14.0	439.614	637～784	≥20
Cr30Ni70	1.18～1.20	1 380	1 250	8.1	17.1	460.548	900	≥20

在 Ni-Cr 系中，镍与铬形成有限固溶体。当铬含量（质量分数）小于 20% 时，随铬含量增加电阻率提高，电阻温度系数减小；铬含量大于 20% 时，电阻温度系数增加，加工性能变差；而铬含量大于 30% 时靠近两相区，脆性增加，加工困难。因此铬含量以 15%～30% 为宜。加入铁使加工性能改善，但耐蚀性降低。而添加少量 Si、Al、Ti、Zr 或稀土元素可提高合金的工作温度和使用寿命。

Ni-Cr 系电热合金的软化退火温度为 950～1 100℃，快速冷却。

2.2 Fe-Cr-Al 系电热合金

Fe-Cr-Al 系电热合金的电阻率高，耐热性好和高温抗氧化性好，与 Ni-Cr 系合金相比具有更高的使用温度，价格也较便宜。但这类合金经高温使用时易产生脆性，而且长时间使用永久伸长率较大。Fe-Cr-Al 系电热合金的成分和性能见表 11.8-19 和表 11.8-20。其中，1Cr13Al4 合金相近于国外的 X13IO4（俄）合金；0Cr25Al5 合金相近于国外的 CrAl25 5（德）、X23IO5（俄）合金；0Cr27Al7No2 合金相近于国外的 X27IO5T（俄）合金。0Cr13Al6Mo2、0Cr21Al6Nb 和 0Cr27Al7Mo2 合金是我国研制的电热合金，经多年的生产和使用，工艺稳定，性能指标均满足应用要求。

表 11.8-19 Fe-Cr-Al 系电热合金的化学成分（质量分数）
（摘自 GB/T 1234—1995） %

合金	C	P	S	Mn	Si	Cr	Ni	Al	Mo	Fe	Nb
1Cr13Al4	≤0.12	≤0.025	≤0.025	≤0.70	≤1.00	12.0～15.0	≤0.60	4.0～6.0	—	余量	—
0Cr13Al6Mo2	≤0.06	≤0.025	≤0.025	≤0.70	≤1.00	12.5～14.0	≤0.60	5.0～7.0	1.5～2.5	余量	—
0Cr25Al5	≤0.06	≤0.025	≤0.025	≤0.70	≤0.60	23.0～26.0	≤0.60	4.5～6.5	—	余量	—
0Cr21Al6Nb	≤0.05	≤0.025	≤0.025	≤0.70	≤0.60	21.0～23.0	≤0.60	5.0～7.0	—	余量	参考加入量 0.5
0Cr27Al7Mo2	≤0.05	≤0.025	≤0.025	≤0.20	≤0.40	26.5～27.8	≤0.60	6.0～7.0	1.8～2.2	余量	—

表 11.8-20 Fe-Cr-Al 系电热合金的性能
（摘自 GB/T 1234—1995）

合金	电阻率(20℃)/μΩ·m	熔点/℃	最高使用温度/℃	密度/g·cm^{-3}	平均线胀系数(20～1 000℃)/$10^{-6}K^{-1}$	比热容/J·(kg·K)$^{-1}$	σ_b/MPa	伸长率 δ/%
1Cr13Al4	12.5±0.08	1 450	950	7.4	15.4	489.856	588～735	≥16
0Cr13Al6Mo2	1.41±0.07	1 500	1 300	7.2	15.6	494.042	686～833	≥12
1Cr25Al5	1.42±0.07	1 500	1 300	7.1	16.0	494.042	637～784	≥12
0Cr21Al6Nb	1.45±0.07	1 510	1 350	7.1	16.0	494.042	686～784	≥12
0Cr27Al7No2	1.53±0.07	1 520	1 400	7.1	16.0	494.042	686～784	≥10

在铁中加入铬和铝都使电阻率提高，电阻温度系数降低，抗氧化性提高。添加少量 Co、Ti、Zr、稀土元素等也提高合金的抗氧化性、高温强度和使用寿命。但随铬、铝含量的增加，合金的 σ_b 增加，δ 下降，冲击韧性降低，加工性能变差。因此要求严格控制工艺和质量。各工艺环节，不仅要保证成分准确均匀、有害元素及杂质少，还要控制晶粒细小而均匀，组织致密。

Fe-Cr-Al 系电热合金的软化退火温度为 750～800℃，快速冷却。

Fe-Cr-Al 合金在焊接时晶粒易长大从而产生脆性，因此要用 Fe-Cr-Al 合金焊条快速焊接，最好用氩弧焊。如果焊后不立刻使用，应将焊接部位于 800℃左右退火，以消除焊接应力。

2.3 纯金属电热材料

可用于制造电热体的纯金属有 Pt、W、Mo、Ta 等。纯金属的电阻率低，电阻温度系数高，有的还需要特殊的保护气氛。但它们的使用温度较高，因此仅在特殊情况下使用，表 11.8-21 列出了纯金属电热材料的性能。

铂的价格昂贵，在真空下易蒸发，但抗氧化性强，可以在氧化气氛中使用，钨和钼作为电热体只能在氢气、氮气或真空中使用。而钽则要求在真空中使用。

表 11.8-21　纯金属电热材料的性能

材料	电阻率 ρ (0℃) /μΩ·m	电阻温度系数 α/10⁻⁴·K⁻¹	熔点 /℃	最高使用温度 /℃	密度/ g·cm⁻³	线胀系数 (0~100℃) /10⁻⁶K⁻¹	比热容 /J·(kg·K)⁻¹	热导率 /W·(m·K)⁻¹
Pt	0.094	39.9	1 772	1 600	21.37	8.9	133.978	72
Mo	0.052	47.1	2 610	1 800	10.22	4.9	301.450	146.4
W	0.051	48.2	3 387	2 400	19.1	4.6 (20℃)	142.351	171.5
Ta	0.131	38.5	2 996	2 200	16.6	6.6	150.725	56.1

2.4　不同介质气氛中电热合金的选择

根据不同电热合金的抗氧化性能和在不同介质气氛中的耐蚀性，在选择电热合金时应考虑使用的介质气氛，例如，Fe-Cr-Al 电热合金表面的氧化膜在高温氮气中会遭受破坏，使抗氧化性降低，因此不适于在氮气中使用。在含硫的氧化气氛中，Ni-Cr 合金在高温下与硫化物反应而受侵蚀，而 Fe-Cr-Al 合金在该气氛中有较好的稳定性。因此，在含硫的氧化气氛中要使用 Fe-Cr-Al 电热合金而不能使用 Ni-Cr 合金。在不同介质气氛中适用的电热合金见表 11.8-22。

表 11.8-22　电热合金在各种气氛中的耐蚀性及最高使用温度

合金牌号		空气	氢气	氮气	水蒸气	H_2S、SO_2	吸热性气体	放热性气体	真空 (< 0.1 Pa)
铁铬铝合金	0Cr13Al6Mo2 0Cr25Al5	1 300	1 250	950	不适用	1 050	1 100	1 150	1 100
	0Cr27Al7Mo2	1 400	1 350	950	不适用	1 150	1 200	1 250	1 150
Cr20Ni80		1 150	1 150	1 100	1 200	不适用	950	1 050	1 100
W		不适用	2 500	—	—	—	—	—	—
Mo		不适用	2 000	—	—	—	—	—	—

3　热电偶合金

测温材料是制造用于测量温度的感温元件的材料。热电偶合金是利用材料的热电动势随温度差而变化的特性的一种测温材料。

将两种不同的金属或合金 A、B 连接成闭合回路，当两个接点处保持在不同的温度时，回路中产生一个电动势，称为热电动势 E_{AB}（见图 11.8-7）。这种效应叫做赛贝克效应。

如果将回路断开，在断开处则出现电动势差，即 $\Delta V = V_b - V_a$。ΔV 与两接点的温度差 ΔT 有关。当 ΔT 很小时，ΔV 与 ΔT 成正比。定义热电动势率（赛贝克系数）S_{AB} 为 ΔV 对 ΔT 的微分热电动势，

$$S_{AB} = \lim_{\Delta T \to 0} (\Delta V / \Delta T) \qquad (11.8\text{-}1)$$

S_{AB}的符号和大小取决于两种金属或合金的热电特性和接点的温度。如果两种金属或合金完全均匀一致，S_{AB}就只是温度的函数，而与导体的粗细长短无关。回路的热电动势 E_{AB}可由式（11.8-1）积分得到

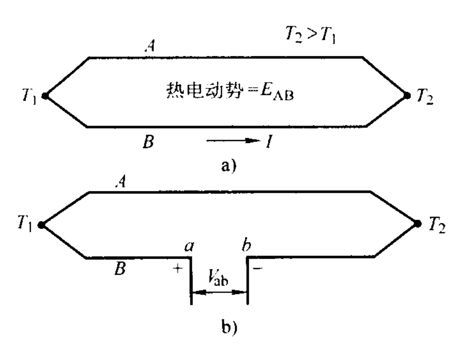


图 11.8-7　赛贝克效应

$$E_{AB} = \int_{T_0}^{T} S_{AB}(T)\,dT \qquad (11.8\text{-}2)$$

所以，E_{AB}也只取决于两个接点的温度。如果将一个接点的温度保持恒定（如 0℃），E_{AB}就只随另一接点的温度而变化，利用这个特性测定温度的元件称为热电偶。

根据工业和科学研究的需要，对热电偶合金有如下要求：

1）热电偶的热电动势应足够大，随温度的变化呈线性关系，以保证热电偶测温的灵敏度。

2）在使用过程中热电偶合金有良好的稳定性和一致性。因此热电偶合金应是化学成分和物理状态均匀的高纯金属或单相固溶体合金，应有良好的抗氧化性和耐蚀性，在各种介质气氛中和工作温度范围内，材料不发生明显的氧化、蒸发、相变、再结晶和有序等现象，以保证热电动势在测量过程中稳定。

3）热电偶的熔点要足够高，以便能在较宽的温度范围内工作。

4）热电偶的热电特性应有良好的重现性。

此外，还要求加工性能好；电阻率小；热导率大；价格便宜等。

表 11.8-23　标准化热电偶材料

名　称	正极材料 代号	正极材料 名义成分	负极材料 代号	负极材料 名义成分
铂铑 30 – 铂铑 6	BP	PtRh30	BN	PtRh6
铂铑 13 – 铂	RP	PtRh13	RN	Pt
铂铑 10 – 铂	SP	PtRh10	SN	Pt
镍铬硅 – 镍硅	NP	NiCr14.5Si1.5	NN	NiCr4.5Mg0.1
镍铬 – 镍硅	KP	NiCr10	KN	NiSi3
铁 – 康铜	JP	Fe	JN	NiCu55
镍铬 – 康铜	EP	NiCr10	EN	NiCu55
铜 – 康铜	TP	Cu	TN	NiCu55
镍铬 – 金铁	NiCr	NiCr10	AuFe	AuFe0.07 (原子)%
铜 – 金铁	Cu	Cu	AuFe	AuFe0.07 (摩尔分数)%
钨铼 3 – 钨铼 25	WRe3	WRe3	WRe25	WRe25
钨铼 5 – 钨铼 26	WRe5	WRe5	WRe26	WRe26
钨铼 5 – 钨铼 – 20	BP5	WRe5	BP20	WRe20
镍铬 – 考铜	HX9.5	NiCr9.5	MHMU 43 – 0.5	CuNi43Mn0.5
镍钴 – 镍铝	HK	NiCo17Al2Mn2Si1	CA	NiAl3.5Mn1.5



3.1 标准化热电偶品种

热电偶的种类很多。根据仪表的标准化、系列化的要求，经过长期筛选，目前有 15 种已得到广泛应用，成为标准化产品，见表 11.8-23。国际电工委员会（IEC）已对其中 8 种规定了代号，制订了国际统一的标准分度表（见 IEC584－Ⅰ，1977）和允许偏差（见 IEC584－Ⅱ，1980）。例如 S 型热电偶表示铂铑 10－铂热电偶，SP 代表正极，SN 代表负极。在我国有 9 种热电偶已制定了国标，还有三种正在制订国家专业标准（ZBN），详见表 11.8-24。

标准分度表是根据热电偶的热电动势特性曲线（见图 11.8-8）和多项式

$$E = \sum_{i=0}^{n} \alpha_i t^i 68(\mu V) \tag{11.8-3}$$

计算出来的，但标准分度表却代表许多成分有差异的热电偶材料的热电动势特性。例如，镍铬－镍硅（K 型）热电偶和以前的镍铬－镍铝（C－A）热电偶都采用 K 型分度表；不同厂家生产的 K 型热电偶成分也会有差异。这样，实际热电偶的热电动势特性与标准分度表就存在偏差。因此，对允许偏差也作了严格规定。

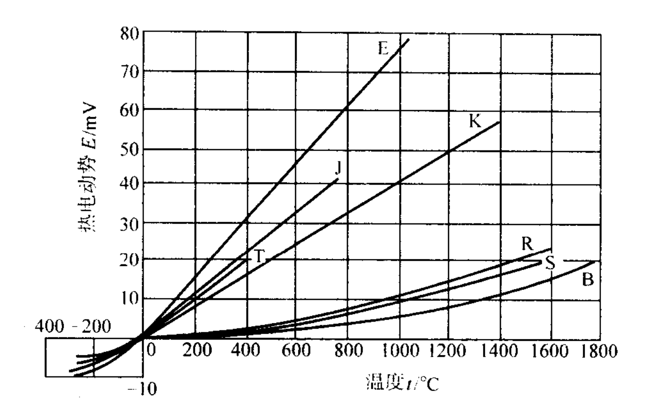


图 11.8-8 标准化热电偶的热电动势特性曲线

符号 B、S、R、K、T、J、E 为分度号（表 11.8-24）

表 11.8-24 我国的热电偶材料标准

名称	分度号	正极材料		负极材料		最高使用温度/℃		分度表温区/℃	标准号
		代号	名义成分	代号	名义成分	长期	短期		
铂铑 30－铂铑 6	B	BP	PtRh30	BN	PtRh6	1 600	1 800	0～1 820	GB 2902—82
铂铑 13－铂	R	RP	PtRh13	RN	Pt	1 400	1 600	－50～1 769	GB 1598—86
铂铑 10－铂	S	SP	PtRh10	SN	Pt	1 300	1 600	－50～1 769	GB 3772—83
镍铬－镍硅	K	KP	NiCr10	KN	NiSi3	1 200	1 300	－270～1 373	GB 2614—85
镍铬－康铜	E	EP	NiCr10	EN	NiCu55	750	900	－270～1 000	GB 4993—85
铁－康铜	J	JP	Fe	JN	NiCu55	600	750	－210～1 200	GB 4994—85
铜－康铜	T	TP	Cu	TN	NiCu55	350	400	－270～400	GB 2903—82
镍铬－金铁	NiCr－AuFe	NiCr	NiCr10	AuFe	AuFe0.07（摩尔分数，%）	0	—	－273.15～0	GB 2904—82
铜－金铁	Cr－AuFe	Cr	Cu	AuFe	AuFe0.07（摩尔分数，%）	0	—	－270～0	GB 2904—82
镍铬硅－镍硅	N	NP	NiCr14.5Si1.5	NN	NiSi4.5Mg0.1	1 200	1 300	－270～1 300	ZBN05004—88
钨铼 3－钨铼 25	WRe3－WRe25	WRe3	WRe3	WRe25	WRe25	2 300	—	0～2 315	ZBN05003—88
钨铼 5－钨铼－26	WRe5－WRe26	WRe5	WRe5	WRe26	WRe26	2 300	—	0～2 315	ZBN05003—88

由于不同热电偶材料的化学性能不同，与其相适应的使用环境气氛和长期、短期使用的最高温度也不相同。例如，K 型热电偶适于在氧化性气氛下使用，它的长期和短期使用最高温度为 1 200℃ 和 1 300℃。但在还原性气氛（体积分数：$CO_2$95%，CO5%）中，镍铬极发生选择性氧化，导致热电动势异常变化。因此不适于在还原性气氛中使用。此外，热电偶的长期使用温度极限还与偶丝直径有关，丝径越粗使用温度越高，详见表 11.8-25。

表 11.8-25 热电偶的使用温度极限与偶丝直径的关系

热电偶型号		3.2	2.5	2.0	1.6	1.2	1.0	0.8	0.5	0.3	0.2
		偶丝直径/mm；使用温度极限/℃									
K、N	短期	1 300	1 200	1 200	1 100	1 100	1 000	1 000	900	800	—
	长期	1 200	1 100	1 100	1 000	1 000	900	900	800	700	—
J	短期	750	750	600	600	500	500	500	400	400	—
	长期	600	600	500	500	400	400	400	300	300	—
E	短期	900	750	650	650	550	—	—	450	—	—
	长期	750	650	550	550	450	—	—	350	—	—
T	短期	—	—	—	400	—	300	—	250	250	200
	长期	—	—	—	350	—	250	—	200	200	150
S	短期	—	—	—	—	—		—	1 600	—	—
	长期	—	—	—	—	—		—	1 300	—	—

（J、E、T、S 各行见续表 11.8-25）



续表 11.8-25

热电偶型号		偶丝直径/mm									
		3.2	2.5	2.0	1.6	1.2	1.0	0.8	0.5	0.3	0.2
		使用温度极限/℃									
R	短期	—	—	—	—	—		—	1 600	—	—
	长期	—	—	—	—	—		—	1 400	—	—
B	短期	—	—	—	—	—		—	1 800	—	—
	长期	—	—	—	—	—		—	1 600	—	—

3.1.1 铂铑热电偶合金

标准的铂铑热电偶合金有 B 型、R 型、S 型三种。这种热电偶的化学稳定性好，测量精度和重现性高，测温区宽，广泛用于 1 000℃的温度测量。其中，铂铑 10 – 铂热电偶是 300℃以上测温最准确的热电偶，可用作标准测温。铂铑热电偶适于在氧化或中性气氛中使用，也可在真空中使用，应避免在还原气氛中使用。作为标准热电偶，使用前应充分退火。退火方法是悬挂通电退火。PtRh10 合金丝的退火温度为 1 400℃，时间为 2 h；纯铂丝为 1 100℃ × 3 h。

SN 和 RN 是纯铂丝。铂丝纯度用电阻比 R_{100}/R_0 表示，其中 R_{100} 和 R_0 分别是纯铂丝在 100℃和 0℃时的电阻值。对标准测温的热电偶要用高纯铂丝，要求 $R_{100}/R_0 \geqslant 1.3910$，通常在 1.392 0 ~ 1.392 5 之间。工业用热电偶铂丝的电阻比约为 1.385 0。

BN、SP、RP 和 BP 为含 Rh 量（质量分数）为 6%、10%、13%和 30%的铂铑合金。随 Rh 含量增加，合金的熔点、电阻率、对 Pt 的热电动势和机械强度都提高。但由于铑的添加没有改变铂的电子结构，因此合金的热电动势特性与纯铂丝的特性曲线平行（见图 11.8-9）。

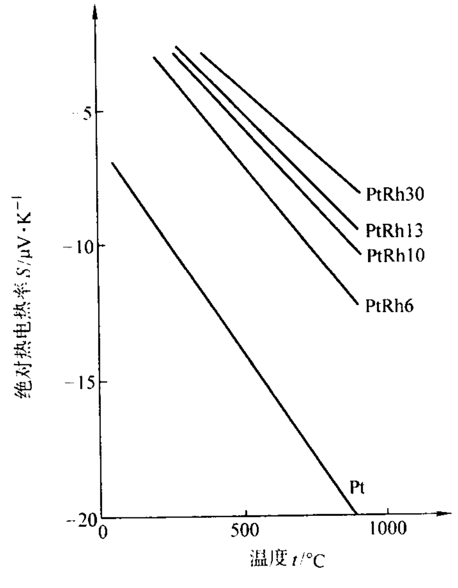


图 11.8-9 铂铑合金的热电动势特性

3.1.2 镍铬 – 镍硅热电偶合金

镍铬 – 镍硅合金是 K 型热电偶，也是工业上最常用的热电偶合金之一。这种材料具有较好的抗氧化性，很宽的测温区域，微分热电动势较恒定，适于在氧化或惰性气氛中使用，但不适于还原性气氛、含硫气氛或真空。K 型热电偶材料对应力较敏感，且在高温发脆。

镍铬硅-镍硅（N 型）热电偶是为了改进 K 型热电偶的缺点而创制的，它具有更好的抗氧化性和热电稳定性。

KP 是 NiCr10 合金，成分（质量分数）为9% ~ 10% Cr、0.6%Si、1.2%Co、0.2% Mn。合金的抗氧化性很好。若添加少量稀土元素，抗氧化性可进一步提高，且不改变热电动势特性曲线。KP 合金的缺点是在 250 ~ 550℃范围内结构不稳定，造成热电动势不稳定；在含碳气氛中，500 ~ 800℃范围内会产生铬的内氧化，造成较大的热电动势漂移。NP 合金的铬含量（质量分数）高达 14.5%，消除了 KP 合金的上述缺点。而且由于硅含量（质量分数）为 1.5%，促进表面保护性氧化膜较快生成，提高了抗氧化性和热电稳定性。

KN 是含（质量分数）2% ~ 3% Si、< 0.6% Co、< 0.7% Mn 的镍基合金。NN 是含（质量分数）4.5% Si、0.05% ~ 0.2 Mg、≤0.02% Cr 的高硅镍基合金。由于 NN 合金的含硅量高，抗氧化性更好，并使磁性转变温度降到室温以下。

3.1.3 低温热电偶合金

低温热电偶是指在 0℃以下温度区域使用的热电偶，主要包括 T 型、E 型、K 型和 N 型热电偶。各种低温热电偶的热电动势率随温度降低而迅速减小（见图 11.8-10）。因此，尽管这些热电偶的分度表温度下限为 – 270℃，但实际使用的低温限为 – 200℃。J 型热电偶的正极纯铁的热电动势不均匀，一般不用于制造低温热电偶。

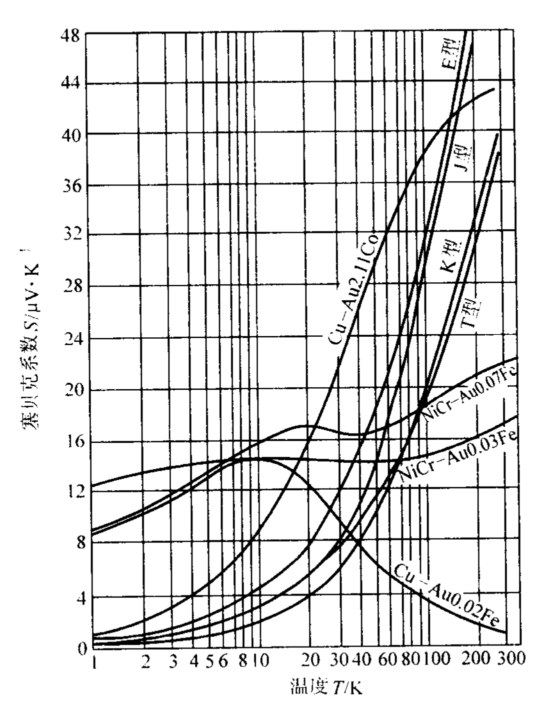


图 11.8-10 低温热电偶的热电动势率与温度的关系

TP 是 1 号纯铜，含铜量（质量分数）不小于 99. 95%，可在氧化、还原、惰性气氛或真空中使用。但在 400℃以上迅速氧化，因此 400℃是使用温度上限。JP 是质量分数为 99.5%的纯铁，可在氧化、还原、真空、惰性气氛中使用。但纯铁易氧化生锈，耐蚀性差。若经发蓝或磷化处理能改善耐蚀性，EP 和 KP 一样，同为 NiCr10 合金。

TN、EN 和 JN 是铜含量（质量分数）55% ~ 61%，镍含量（质量分数）45% ~ 39%的合金，亦称康铜。能在氧化、还原、惰性气氛或真空中使用。但要注意，TN 和 JN 的热电动势特性曲线略有差异，不能互相取代。

3.1.4 深低温热电偶合金

在 73 K 到液氦温度（4.2 K）区域使用的热电偶称为深低温热电偶，主要有 Cu-AuFe$_{0.07}$（摩尔分数，%）和 NiCr-AuFe$_{0.07}$（摩尔分数，%）两种。一般金属和合金的热电动势



率 S 随温度降低迅速减小，到液氢温度（20.4 K）时热电动势和赛贝克系数已很小，无法用了。因此，深低温热电偶的负极材料都选用金铁、金钴等合金。它们在深低温区域仍有较高的热电动势率（见图 11.8-10）。

3.1.5 钨铼热电偶

钨铼热电偶是随高温技术发展的需要而发展起来的。我国标准化的 WRe 热电偶有 WRe3-WRe25、WRe5-WRe26 两种，WRe5-WRe20 热电偶也有生产和应用。它可以在干氢气氛、惰性气氛和真空下使用到 2 770℃的高温，但在无保护情况下不能在氧化气氛或无氢的还原气氛中使用。WRe 热电偶的热电动势与温度的关系如图 11.8-11 所示。WRe 热电偶有很高的测温范围，还可代替铂铑热电偶以节约贵金属。但其热电动势尚不够稳定，因此每对热电偶在使用前均需分度。目前，我国的 WRe 热电偶已进入工业化实用阶段。

3.2 热电偶补偿导线

为了消除或降低热电偶冷端温度变化所引起的测量误差，可采用热电偶补偿导线，补导线的热电动势相等，不应超出允许误差范围。因此，不同的热电偶材料要求不同的补偿导线，而且在与配用热电偶连接时不要接错正、负极。

GB/T 4990—1985 中规定了标准补偿导线的品种和性能（见表 11.8-26）。标准补偿导线的代号中，第一个字母为配用热电偶的分度号；第二个字母中，“P”表示正极，“N”表示负极；第三个字母中，“X”表示延伸型补偿导线，“C”表示补偿型补偿导线。

表 11.8-27 列举了部分非标准补偿导线合金丝的种类及热电性能，以便选择使用。

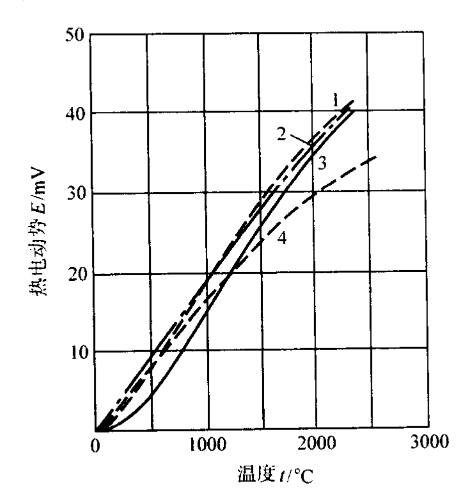


图 11.8-11 WRe 系热电偶的热电动势与温度的关系
1—WRe3-WRe25；2—WRe5-WRe26；
3—W-WRe26；4—WRe5-WRe20

表 11.8-26 标准补偿导线的品种和性能

热电偶分度号	补偿导线型号	补偿导线正极			补偿导线负极			100℃热电动势及允许误差/mV			200℃热电动势及允许误差/mV		
		名称	成分	代号	名称	成分	代号	热电动势	允许误差 普通级	允许误差 精密级	热电动势	允许误差 普通级	允许误差 精密级
S	SC	铜	Cu	SPC	铜镍	CuNi0.6	SNC	0.645	±0.037 (5℃)	±0.023 (3℃)	1.440	±0.057 (5℃)	—
K	KX	镍铬	NiCr10	KPX	镍硅	NiSi3	KNX	4.095	±0.105 (2.5℃)	±0.063 (1.5℃)	8.137	±0.100 (2.5℃)	±0.060 (1.5℃)
K	KC	铜	Cu	KPC	康铜	CuNi40	KNC	4.095	±0.105 (2.5℃)	±0.063 (1.5℃)	—	—	—
E	EX	镍铬	NiCr10	EPX	康铜	CuNi45	ENX	6.317	±0.170 (2.5℃)	±0.102 (1.5℃)	13.419	±0.183 (2.5℃)	±0.111 (1.5℃)
J	JX	铁	Fe	JPX	康铜	CuNi45	HNX	5.268	±0.135 (2.5℃)	±0.081 (1.5℃)	10.777	±0.183 (2.5℃)	±0.083 (1.5℃)
T	TX	铜	Cu	TPX	康铜	CuNi45	TNX	4.277	±0.047 (1℃)	±0.024 (0.5℃)	9.286	±0.080 (1.5℃)	±0.043 (0.8℃)

表 11.8-27 部分非标准补偿导线的热电性能

热电偶	补偿导线合金 正极	补偿导线合金 负极	温度范围/℃	允许误差
N 型	NiCr	NiSi	0~200	±2.2℃
K 型	Fe	CuNi	−20~150	±3℃
K 型	Fe	CuNi18	200	
S 型	NiCr	FeCr	0~200	±5℃
S 型	CuMn8	CuNi0.6	0~200	
R 型	Cu	CuNi0.6	0~100	±0.03 mV
R 型	Cu	CuNi	0~320	

续表 11.8-27

热电偶	补偿导线合金 正极	补偿导线合金 负极	温度范围/℃	允许误差
B 型	Cu	Cu	0~100	±0.0℃
B 型	NiNb5.4	NiNb4.9	0~400	
WRe5－WRe20	Cu	CuNi2.4	0~100	±0.03 mV
WRe5－WRe20	CuNi12	CuNi28	0~500	±0.15 mV
WRe3－WRe25	NiCr10	NiCr2	0~260	±0.110 mV
Re5－WRe26	NiMn2Si1Al1.5	NiCu20	0~871	±0.110 mV



4 电触头材料

电触头材料是建立和消除电接触的导体材料，也称为接点材料。广泛用于电力、电子、通信设备、仪器仪表中的开关、继电器、连接器、换向器、电位器、电刷等的接点。通过接点的开闭担负着电能和电信号的接通、切断、转换等任务。

电触头材料在使用过程中发生一系列表面现象，从而对材料提出了基本要求，以保证接点能正常可靠地工作。

首先是接触电阻（R_k），是指接点接触时在接触部位产生的电阻，由收缩电阻 R_c 和表面膜电阻 R_f 两部分组成，即

$$R_k = R_c + R_f \quad (11.8\text{-}4)$$

接点表面不可能是完全的平面，从微观上看是凹凸不平的，接触时仅有部分突出点真正接触。这种因实际有效的接触面积小而形成的电阻就是收缩电阻。其大小与触头材料的电阻率、弹性模量及接触压力有关，常用经验公式为

$$R_c = C\rho^3\sqrt{\frac{E}{F_k r}}\ (\Omega) \quad (11.8\text{-}5)$$

式中，C 为常数；ρ 为触头材料的电阻率，Ω·m；E 为弹性模量，Pa；F_k 为接触压力，N；r 为接触面半径，mm。

在各种环境气氛下接点面形成氧化膜、硫化膜、氮化膜、氯化膜、有机绝缘膜、吸气层、油污膜或尘埃等表面绝缘膜，从而产生表面膜电阻，使接触电阻增大。表面膜薄时由于隧道效应电子尚能移动，但厚度较大时接触电阻过大就不能使用了。同时，由于膜的形成和破坏会使接点在工作过程中造成不稳定的接触电阻，而使电信号失真。电触头材料中元素的化学活性（包括电子结构和电化学电位）、周围环境的气氛、温度、湿度和尘埃等都对表面膜电阻的大小产生影响。

其次是电侵蚀。接点工作时，由于接触电阻和电弧放电产生高热，使接点熔化和蒸发，导致接点熔焊、材料消耗和转移，此现象就是电侵蚀。在开闭过程中产生电弧或通过接点的电流短路或过载时，会使接点局部熔化产生熔焊，从而发生故障。接点的熔焊与材料的性质、接触面状态、接触压力、反弹力、电流大小、开关速度等有关。熔点高、高温下易氧化的材料（例如钨、钼）或碳素触头材料就不容易发生熔焊。与此同时，熔化和蒸发的触头材料不断消耗，并有选择地转移到另一个接点上去，使一个接点表面凹陷，而另一个接点表面突起。这样不仅使接触电阻升高且不稳定，还可能造成联锁或熔焊，使接点失效。

对用于旋转开关、滑动接点来说，在电接触的同时还伴随着机械磨损。因此，电触头材料的耐磨性对接点工作的可靠性和使用寿命有重要的影响。

由上述可见，用作接点的电触头材料的工作环境恶劣、复杂。对电触头材料的性能要求是：

1）导电率大，最小电弧电压和最小电弧电流大，接触电阻小且稳定。

2）化学稳定性好，抗氧化，耐腐蚀，不易生成有害的表面膜。

3）熔点和沸点高，导热性好。

4）良好的耐磨性，适当的硬度与弹性。

5）良好的加工性能。

完全满足上述要求的材料是不存在的，可根据使用条件合理选材。按电载荷大小和用途，电触头材料大体分为弱电触头材料和强电触头材料两类。

4.1 弱电触头材料

弱电接点在低电压、低电流和小接触压力下工作，其接触电阻主要取决于材料的化学稳定性。贵金属是导电材料中化学稳定性最好的，而且基本具备上述电学、热学和力学性能要求。因此弱电触头材料主是采用贵金属材料，包括银系、金系、铂系等合金，并已广泛采用复合触头材料。

4.1.1 银系触头材料

银具有很高的导电率和导热率，价格是贵金属中最便宜的，因此银和银合金使用最广泛。表 11.8-28 列出了银系触头材料的品种和性能。

表 11.8-28 银系触头材料及其性能

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10⁻³·K⁻¹	热导率/W·(m·K)⁻¹	硬度HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%［软－硬］
Ag99.95	10.5	960	1.67	4.1	418	30－90	200－360	30－2
AgCd10	10.3	910	4.35	1.4	—	36－115	220－450	15－1
AgCd15	10.2	850	5.9	—	100	55－120	230－460	15－1
AgCu3	10.4	940	1.92	3.5	390	45－115	250－470	25－1
AgCu5	10.4	910	1.96	3.5	385	50－135	27－550	20－1
AgCu7.5	10.3	778	1.96	3.5	350	56－	255－461	—
AgCu10	10.3	778	2.0	3.5	345	70－150	280－550	15－1
AgCu15	10.2	778	2.0	3.5	345	75－160	300－630	15－1
AgCu20	10.2	778	2.0	3.5	335	85－	—	—
AgCu28	10.1	778	2.08	3.5	335	100－175	300－650	10－1
AgCu50	9.7	778	2.12	—	315	95－115	320－600	10－1
AgNi0.1～0.3	10.5	960	1.72	—	414	40－100	220－360	25－1
AgCuNi	10.4	940	1.92	3.5	385	60－140	250－450	20－1
AgMgNi0.5	10.5	960	2.32	2.3	293	40－170	220－400	25－2
AgPd5	10.5	965	3.85	—	220	33－	—	—
AgPd10	10.6	1 000	5.9	—	145	40－160	250－450	20－1



续表 11.8-28

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10⁻³·K⁻¹	热导率/W·(m·K)⁻¹	硬度HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%［软－硬］
AgPd20	10.7	1 070	11.1	—	90	55－170	280－500	20－1
AgPd30	10.9	1 220	15.6	0.4	59	75－155	320－570	20－1
AgPd40	11.0	1 290	17.25		50	95－180	350－630	20－1
AgPd50	11.2	1 340	32.3	0.23	33	85－195	340－630	15－1
AgPd30Cu5	10.8	1 140	15.15	—	—	—	－450	—
AgAu10	11.0	965	3.7	—	200	30－	170－	45－1
AgCu24.5Ni0.5	10.1	810	2.56	—	—	135－	—	—

纯银的硬度和强度小，不耐磨，但极易加工。添加 Cu、Ni、Mg、Cd、Pd 等合金元素可提高硬度和力学性能，降低导电性。特别是含镁和镍质量分数为 0.5% 的银合金，在空气中加热时使 Mg 产生内氧化，使合金强化，获得良好的弹性和高温强度。纯银及银含量高的合金在潮湿的空气中容易被硫蒸气、硫化氢和二氧化硫腐蚀生成 Ag_2S 表面膜，接触电阻增大。图 11.8-12 为湿度对银的硫化膜厚度的影响。含钯和金的银系触头材料可以减小或消除硫化倾向。

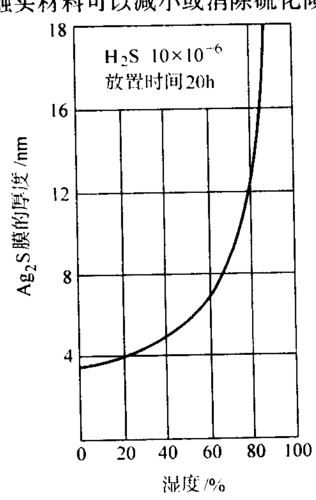


图 11.8-12 温度对 Ag 的硫化膜厚度的影响

4.1.2 金系触头材料

金和金系合金不仅有高导电性和导热性，还有很高的化学稳定性，不氧化、不硫化，在有机气氛中也呈惰性。因此，能在极小电流、电压和接触压力下保持小而稳定的接触电阻。但熔点低，抗电弧侵蚀能力差，不宜在较大电负荷下使用。金系触头材料被广泛用于制造低电压、小接触压力和高可靠性的精密电触头。

纯金的硬度很低，不耐磨，只能用于接点的电镀层或包复层。通过添加 Cu、Ni、Ag、Pd、或 Pt 等合金元素，产生一系列具有高硬度、高弹性和耐磨性的时效硬化型金系触头材料，其性能见表 11.8-29。

表 11.8-29 金系触头材料及其性能

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10⁻³·K⁻¹	热导率/W·(m·K)⁻¹	硬度HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%（软－硬）
Au99.9	19.3	1 063	2.3	40	80	20－70	140－240	30－1
AuAg8	18.1	1 058	6.0	—	82	30－	—	—
AuAg10	17.9	1 055	10.0	—	—	30－	170－	—
AuAg20	16.4	1 036	10.0	8.6	89	38－115	190－390	25－1
AuAg25	16.0	960	10.0	7.7	—	38－93		25－1
AuAg30	15.4	960	10.0	7.0	—	40－95	220－380	25－1
AuPd30	16.5	1 410	20.0	—	—	—	－380	—
AuPd40	15.6	1 460	11.0	—	—	－100	—	—
AuPt10	19.5	1 150	12.0	9.8	—	80－105	260－410	20－1
AuCu10	17.3	980	13.0	—	—	70－200	—	—
AuCu20	17.1	980	13.0	5.3	—	—	－700	—
AuCo5	18.3	1 010	55.0	6.8	88	95－150	340－530	10－1
AuNi5	18.3	995	12.0	7.1	83	115－190	380－640	29－
AuNi7.5	16.1	960	27.0	—	—	－230	—	—
AuAg25Cu5	15.2	980	12.0	7.5	—	90－185	400－700	25－2
AuAg24Cu6	15.2	980	13.0	—	88	90－205	—	—
AuAg20Cu10	15.5	895	14.0	4.5	85	120－240	480－820	20－1
AuAg7.5Cu30	13.7	861	14.0	0.77	—	180－300	—	—
AuAg29Cu8.5	14.4	1 014	13.0	—	—	260－290	—	—



续表 11.8-29

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10^{-3}·K^{-1}	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	硬度 HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%（软－硬）
AuAg26Ni3	15.3	1 050	12.0	8.8	114	85－155	350－570	20－1
AuAg22Ni3	15.4	970	12.0	—	—	－230	280－480	10－
AuAg25Ni5	15.4	1 050	12.0	9	—	—	280－480	
AuAg25Pt6	16.1	1 060	16.0	0.13	93	60－125	280－480	18－1
AuAg26In4	15.0	970	17.0	—	79	—	—	—
AuAg4Pt9Cu14	16.0	955	18.0	—	110	190－380	620－900	20－3
AuAg4.5Pt8.5Cu14.5Zn1	15.9	925	22.0	6.7	110	180－370	590－1 100	30－2
AuAg10Pt5Cu14Ni1	15.9	955	13.0	—	110	－290	—	—

4.1.3 铂系触头材料

铂的熔点和沸点高，蒸气压低、具有优良的抗电侵蚀能力。而且化学稳定性很好，不氧化、不硫化、耐腐蚀。因此，铂系触头材料在较宽的功率范围内都有稳定可靠的电接触性能，从而一般在要求高可靠性和易产生电侵蚀的条件下使用。铂的价格昂贵。此外，铂系触头材料抗有机气氛腐蚀的性能较差，表面容易形成有机聚合物层，使接触电阻急剧增大而且不稳定。

纯铂的硬度和强度很低，多采用添加 Ir、Rh、Ru、Pd、Ni、或 W 等元素组成的二元合金。铂系触头材料及性能见表 11.8-30。

表 11.8-30　铂系触头材料及其性能

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10^{-3}·K^{-1}	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	硬度 HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%（软－硬）
Pt99.9	21.4	1 768	11	4.0	154	40－110	150－	40－
PtIr5	21.5	1 770	19	2.0	—	90－170	280－550	30－2
PtIr10	21.5	1 780	25	1.3	220	105－216	340－650	25－2
PtIr20	21.7	1 815	30	0.7	—	200－240	700－1 000	20－
PtIr25	21.7	1 845	32	0.65	—	240－310	900－1 150	20－

续表 11.8-30

材料	密度/g·cm⁻³	熔点或固相点/℃	电阻率/μΩ·cm	电阻温度系数/10^{-3}·K^{-1}	热导率/W·(m·K)$^{-1}$	硬度 HV（软－硬）	抗拉强度/MPa（软－硬）	伸长率/%（软－硬）
PtIr30	21.8	1 885	34	0.6	270	270－400	830－11 620	20－2
PtRh5	20.8	1 840	34	—	—	140－	—	—
PtRh10	20.1	1 840	19	1.8	100		320－	35－
PtRu5	20.3	1 760	32	0.9	—	130－210	420－	34－2
PtRu10	19.8	1 780	43	0.8	—	190－280	590－	31－2
PtRu10	21.2	1 710	24	—	—	140－220	540－630	—
PtPd10	19.9	1 550	28	—	—	90－175	380－	—
PtPd15	19.2	1 555	29	—	—	100－	—	—
PtPd20	18.6	1 560	29	—	—	110－185	400－	—
PtAg20	17.7	1 185	43	—	—	—	—	—
PtW5	21.3	1 830	43	0.7	—	160－250	520－900	30－2
PtW8	21.3	1 900	68	—	—	180－300	950－1 850	—
PtNi1	21.1	1 769	13	3.8	—	—	210－	—
PtNi5	20.2	1 700	23	1.8	—	130－	450－1 200	28－
PtNi8	19.1	1 660	27	1.6	—	180－260	600－950	28－2
PtNi10	18.8	1 650	29	—	—	210－	800－1 500	—

4.1.4 钯系触头材料

钯的许多性质与铂相似，但价格较便宜，故可作为铂系触头的代用材料。与铂一样，钯容易受有机物气氛污染而使接触电阻增大，因此不能在有机物气氛环境中工作。此外，钯较容易氧化，但氧化物不稳定，在 850℃ 会分解，因此对接触电阻没有严重影响。钯系触头材料的性能见表 11.8-31。

表 11.8-31 钯系触头材料及其性能

材料	密度/$g\cdot cm^{-3}$	熔点或固相点/℃	电阻率/$\mu\Omega\cdot cm$	电阻温度系数/$10^{-3}\cdot K^{-1}$	热导率/$W\cdot(m\cdot K)^{-1}$	硬度HV（软–硬）	抗拉强度/MPa（软–硬）	伸长率/%（软–硬）
Pd99.9	12.0	1 552	10.7	3.8	119	40 – 100	200 – 480	40 – 2
PdAg40	11.3	1 330	42	0.12	137	75 – 205	370 – 700	36 – 2
PdAg50	11.2	1 290	32	0.21	140	65 – 200	350 – 680	37 – 2
PdCu15	11.4	1 370	40	—	—	100 – 260	400 – 800	42 – 1
PdCu40	10.5	1 200	35	0.32	—	120 – 280	450 – 850	39 – 1
PdNi5	11.8	1 455	16	2.47	—	—	—	—
PdIr10	12.6	1 550	26	1.3	130	120(HB) –	376 –	30 –
PdIr18	13.5	1 560	35	0.75	151	198(HB) –	619 –	15 –
PdRu10	12.0	1 690	36	0.47	—	160 – 270	—	—
PdW10	12.4	—	36	0.81	180	100 – 260	510 – 1 000	30 – 2
PdW20	12.9	—	110	0.05	204	200 – 390	670 – 1 400	32 – 2
PdAg20Cu30	10.0	1 150	27	—	—	190 – 320	700 – 1 300	—
PdAg30Cu30	10.6	1 065	—	—	—	200 – 450	700 – 1 400	—
PdAg38Cu14Pt1	10.3	1 077	28	—	119	—	1 010 –	—
PdAg38Cu16Pt1Ni1	10.8	1 032	31	—	111	170 – 380	690 – 1 310	10 – 2
PdAu20Ag30Pt5	12.8	1 371	39	—	112	—	370 – 520	—
PdPt10Au10Ag30Cu14Zn1	11.9	1 085	33	0.27	119	300 – 380	1 160 – 1 440	15 – 2

4.1.5 复合触头材料

复合触头材料是将贵金属触头材料与非贵金属基底材料合成一体的触头材料。复合触头材料将基底材料优良的力学性能与贵金属触头材料优良的电接触性能相结合，既保留了贵金属触头材料的特点，又有效地节约了贵金属。在生产上，实现了元件的自动化生产，简化了接点元件的制造工艺，既提高了生产效率，也提高了元件的组装精度及可靠性。现在，复合触头材料已成为弱电触头材料的主流产品。

复合触头材料的制造工艺有轧制包复、电镀复层、焊接、气相沉积、热敷锡、复合铆钉等方法。贵金属触头材料采用上述银、金、铂、钯及其合金；基底材料多选用铜基合金，以及纯铜、纯镍、铁镍合金及不锈钢等。表 11.8-32 列举了常用基底材料的种类及性能。

表 11.8-32 复合触头材料的基底材料及性能

材料	状态	密度/$g\cdot cm^{-3}$	熔点温度/℃	电导率/$10^{-6}\cdot\Omega^{-1}\cdot m^{-1}$	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	硬度HV	伸长率/%	弹性极限/MPa
Cu 99.9%	H SH	8.92	1 083	57	330 400	250 320	95 110	4 2	— —
Ni 99.6%	A H	8.9	1 453	10.5	450 900	— —	100 235	45 3	— —
CuZn28	H SH	8.55	920 ~ 950	16.3	470 520	340 470	140 175	12 5	— —
CuZn37	H SH	8.44	900 ~ 920	15.5	490 570	470 480	135 160	6 2	290
CuNi20	A H	8.96	1 135 ~ 1 210	3.6	350 350	— —	80 180	40 5	— —
CuNi30Fe	A H	8.94	1 180 ~ 1 240	2.7	400 600	— —	90 200	40 5	— —
CuNi44	A H	8.9	1 250 ~ 1 300	2.0	450 700	— —	95 220	40 5	— —
CuSn6 CuSn6	H SH	8.93	910 ~ 1 040	9	530 590	470 540	170 200	88 15	370 390
CuSn8	H SH	8.93	875 ~ 1 025	7	540 670	490 620	185 215	28 18	390 440
CuNi18Zn20	H SH	8.71	1 025 ~ 1 100	3.5	540 610	490 560	170 200	10 5	390 510
CuNi9Sn2	H SH	8.93	1 060 ~ 1 090	6.4	510 550	500 510	160 185	8 5	— 500
CuBe1.7	H SH	8.4	890 ~ 1 000	12.5	750 1 300	690 1 200	230 390	4 3	— 950
CuBe2	H SH	8.3	870 ~ 980	12.5	760 1 400	710 1 280	230 415	4 2	— 1 050

注：A—状态；H—冷变形（硬态）；SH—冷变形 + 时效（特硬态）。

4.2 强电触头材料

在大、中功率的条件下，工作电压和电流很高，接点常处在电弧的高温作用下，易被熔焊或电侵蚀。因此强电触头材料选择导电性、导热性好，熔点高的材料。

强电触头材料包括三类：①银、钨、铜等纯金属和 W-Mo、W-Re 合金；②将导电、导热性好的金属和熔点高的金属用粉末冶金方法制成的复合材料，例如 Cu-W、Ag-W、Ag-Mo、Ag-Ni、Ag-WC、Ag-石墨等；③Ag-金属氧化物复合材料，例如 Ag-CdO、Ag-CuO、Ag-MnO、Ag-MgO、Ag-SnO_2-In_2O_3 等，属于内氧化型复合材料。其中，使用多的是复合材料，特别是 Ag-CdO 内氧化触头。



Ag-CdO 触头材料的抗电侵蚀性和抗熔焊性好，导电性和导热性高，接触电阻低而且稳定。Ag-CdO 内氧化触头材料的性能见表 11.8-33。CdO 的晶柱大小和分布对接点的性能和使用寿命影响很大。CdO 晶粒愈小、分布愈均匀，材料的抗电侵蚀能力和耐磨性愈强，使用寿命也愈长。在 Ag-CdO 触头材料中添加微量元素（例如 Sn、Fe、Ni、Be、Mg、Al、Ce、Y 等）能细化 CdO 的晶粒，并使其分布更均匀。采用内氧化法也能改善 CdO 的分布状态。但由于在生产时镉蒸气危害人的健康，因此各国都在努力研究新型的、不含镉的内氧化触头材料。

表 11.8-33 Ag-Cdo 内氧化触头材料的性能

材料	密度 $/g\cdot cm^{-3}$	电阻率 $/\mu\Omega\cdot m$	电阻温度系数 $/10^{-3}K^{-1}$	硬度 HV	
				退火状态	硬态
Ag－CdO12	10.0	0.021	—	85	—
Ag－CdO15	9.9	0.023	3.5	80	125

近年来，我国开发了 Ag-ZnO、Ag-SnO-In_2O_3 等内氧化触头材料。这些材料具有良好的抗熔焊性和抗电侵蚀性能，可代替 Ag-CdO 触头材料，现已批量生产供应。

编写：张正义（北京科技大学）
陈国钧（首钢冶金研究院）
王新林（钢铁研究总院）

第 9 章　形状记忆合金

1　概述

形状记忆合金（Shape Memory Alloy，简称 SMA）是一种集“感知”与“驱动”于一体的新型金属功能材料。尽管其自问世以来仅有 50 多年的历史，但由于其独特的形状记忆效应（SME）和超弹性效应，可以制作小巧玲珑、高度自动化、性能可靠的元器件，目前已广泛应用于电子仪器，汽车工业，医疗器械，空间技术，能源开发等领域，展示出广阔的应用前景，作为重要的功能材料越来越受到人们的关注。近些年来，国内外对这类合金的理论研究和应用研究十分活跃，进展迅速，迄今为止，已发现有十几种形状记忆合金系。

形状记忆合金与普通金属材料的根本区别在于：普通的金属材料超出弹性限度的范性变形是不可逆的；而形状记忆合金超出弹性限度的范性变形是可以消除的，或者是卸载后直接消除，或者再经加热至某一温度后消除。造成这种区别的原因是由于两者变形的机制不同：普通材料的塑性变形是由不可逆的滑移引起；而形状记忆合金则是由于应力诱发马氏体相变，或者原有的马氏体变体重新取向引起宏观塑性变形，在晶体学上是完全可逆的，在发生马氏体逆转变后，晶体结构和取向都回到变形前的状态，形变消除了。

通常把变形卸载后，通过加热能够产生回复的特性称为形状记忆效应。这里合金表现为能记忆高温下母相的形状；把卸载后能直接产生回复的特性称为超弹性或伪弹性。在本质上两种特性是一致的，通常的形状记忆合金都兼有这两种特性，只是随变形温度不同而有不同的表现，如图 11.9-1 所示。

在 A_s 温度（逆马氏体相变开始点）以下变形时，表现为完全的形状记忆效应，在 $A_f < T < M_s^σ$ 温度区间变形则表现为完全的伪弹性（A_f 为马氏体相变结束温度，$M_s^σ$ 为应力诱发马氏体的最高温度，超过此温度变形则产生滑移）。在 $A_s < T < A_f$ 之间变形，则表现为部分的形状记忆效应和部分的伪弹性。还有一个常用的概念是双程记忆效应，即不但能记忆高温下的形状，而且也能记忆低温马氏体状态下的形状。

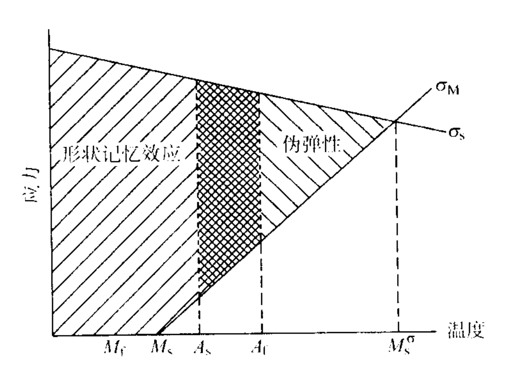


图 11.9-1　形状记忆效应和伪弹性的呈现条件示意图

$σ_M$—应力诱发相变的临界应力；

$σ_s$—出现滑移等永久变形的临界应力

2　形状记忆效应的产生

形状记忆效应最初是由张禄经和 Read 于 1951 年在 Au－Cd 合金中发现的，但当时并未引起人们注意，直到 1963 年，美国海军武器实验室的 Buehler 等人发现 Ni－Ti 的形状记忆效应合金后，才开始了对形状记忆合金的广泛研究，以后又陆续发现了许多种形状记忆合金，如表 11.9-1 所示。

表 11.9-1　一些主要的形状记忆合金

合　　金	成分（摩尔分数）/%	结构变化	是否热弹性	是否有序
Ag－Cd	44～49Cd	B2—2H	热弹性	有序
Au－Cd	56.5～50Cd	B2—2H	热弹性	有序
Cu—Zn	38.5～41.5Zn	B2—9R，M9R	热弹性	有序
Cu－Zn－X (X＝Si，Sn，Al)		B2（DO_3）—9R，M9R (18R，M18R)	热弹性	有序
Cu－Al－Ni	28～29Al，30～45Ni	DO_3—2H	热弹性	有序
Cu－Sn	约 15Sn	DO_3—2H	热弹性	有序
Cu－Au－Zn	23～28Au，45～47Zn	Heusler—18R	热弹性	有序
Ti－Ni	49～51Ni	B2 单斜 monoclinic 三角－rhombiheelval	热弹性	有序
In－Ti	18～23Ti	F.C.C—F.C.T	热弹性	无序
In－Cd	4～5Cd	F.C.C—F.C.T	热弹性	无序
Mn－Cd	5～35Cu	F.C.C—F.C.T	热弹性	无序
Fe－Pt	约 25Pt	$L1_2$—有序 B.C.T	热弹性	有序
Fe－Pd	约 30Pd	F.C.C—F.C.T	热弹性	无序
Fe－Ni－Co－Ti	33Ni，10Co，(0～4) Ti（质量分数，%）	F.C.C—B.C.T		无序
Fe－Ni－C	33Ni，0.4C（质量分数，%）	F.C.C—B.C.T	非热弹性	无序
Fe－Mn－Si	30Mn，0.5Si（质量分数，%）	F.C.C—H.C.P	非热弹性	无序
Fe－Gr－Ni－Mn－Si－Co	10.9Cr，＜10Ni，＜15Mn，＜7Si，＜15Co（质量分数，%）	F.C.C—H.C.P	非热弹性	无序



从表11.9-1中可以看到，大部分已有的形状记忆合金都是热弹性马氏体。所谓热弹性马氏体，是指温度升降时，马氏体随相界面的移动而消失和长大。发生热弹性马氏体相变时，热驱动力和弹性能总是保持平衡的，这种相变的特点是相变驱动力小、导致相变温度滞后小，相界面共格性好，界面容易移动，这对晶体学的可逆性很有利。而一般的非热弹性马氏体，相变驱动力很大，在 M_s 温度发生剧烈变化，温度降低时，马氏体并不长大，而是靠新的形核进行。逆转变时，也是由奥氏体形核长大完成，这样正逆相变的途径是不一致的，造成晶体学的不可逆。实际上早期的研究者们也是把形状记忆效应作为热弹性马氏体的特性，总是在热弹性马氏体中寻找形状记忆合金。直到最近，在一些非热弹性的铁基合金中发现了形状记忆效应，并证实，以相界的可逆移动来实现正反马氏体相变这一特性，并非为热弹性马氏体所独有，这可能是产生形状记忆效应的必要条件。

形状记忆效应（Shape Memory Effect，SME）是指某些材料能够“记忆”住原始形状的功能。比如TiNi合金丝在较高温度时有一定形状（例如密排弹簧），在低温时的马氏体状态下，使其变形（弹簧伸长），外力去除后，其变形保留，但若将其加热到一定的温度，则合金丝能自动地恢复到原来的形状（密排弹簧），这就是最简单的形状记忆效应。这类合金可恢复的应变量可以达到7%～8%，比普通材料要高得多，而普通材料受到外力作用时，当应力超过屈服强度后，则产生塑性变形，在应力消除后，材料的塑性变形将永久地保留下来，不可能通过加热的方式来消除。

形状记忆效应的简单过程可以由图11.9-2表示。材料在加载过程中，应变随应力的增加而增加，其中 OA 为弹性变形的线性段，AB 为非线性段，当由 B 点卸载时，材料的残余应力由 OC 表示，将此材料在一定温度加热，则其残余应变可以降为零，即图上用虚线表示的过程，材料全部恢复原始形状。这种只能记忆住高温时形状的现象称为单向记忆效应（又称单程记忆）。

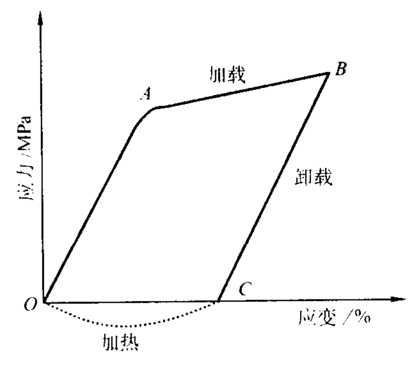


图11.9-2 形状记忆效应示意图

某些记忆材料，例如TiNi合金及Cu基记忆合金经过一定的特殊处理后，材料可以“记忆”住高温时的形状，又可以“记忆”住低温时的形状。当温度在高温和低温之间往返变化时，材料自行在两种形状之间变换，这种现象称为双向记忆效应。另外，在Ti-51%Ni（分数）合金中发现了全方位记忆效应，即可以记住由低温到高温不同温度下的不同形状，并且在冷热循环中可以重复出现。

3 形状记忆合金的用途

形状记忆合金的独特性能，在许多领域都有应用潜力。至1988年，有关的专利已达4 000余件，广泛涉及到电力、机械、运输、化工能源、医疗卫生等领域。一般来说，形状记忆合金主要有两大特性：一是形状记忆效应，二是超弹性效应，可把形状记忆合金的用途分成以下几个方面。

3.1 形状的回复

这方面较为典型的是宇宙飞船上的自动张开天线和管接头之类的连接件。为了节省宇宙飞行器的空间，将形状记忆合金制成的天线变形成致密的一团，在进入外层空间后会自动张开，这方面美国和我国已有研究成功的先例。管接头则是已经实用的例子，将形状记忆合金管扩径以后，套在需要连接的管上，再加热到一定温度，记忆合金管便会收缩，将管子紧固接上。这种连接方式特别适用于一些不易焊接的管件，在一些空间狭小的情况下较为方便，而且由于是连续施加压力，因而可以避免泄漏。美国利用Ti-Ni合金制造的管接头在美国F-14战斗机上完成的35万例连接均无失效报道。

在能源工业中的应用是利用形状记忆合金将热能转变为机械能。形状记忆合金的相变滞后只有几十度，形变后的马氏体能产生高达700 MPa的回复力。根据这种换能特性，可以对低质热能进行回收利用，例如：工业废水、废气、原子反应堆或地热源排出的水等等都是可以利用的对象。利用这种原理制造出来的热发电机输出功率已达1 kW。C.M.Wayman等人的研究表明，形状记忆合金把热能转化为机械能的效率高达20%～25%，这在当今世界能源不足的情况下具有极大的现实意义。

3.2 执行机构

形状记忆合金在回复时能产生较大的回复力，因而能做功。作为执行机构，集传感元件和动作元件于一体，因而具有简便、可靠的特点。与双金属相比，形状记忆合金构件具有动作幅度大，工作动力大（比双金属大2个数量级）的优点，而且在预定温度下实现，不像靠热膨胀那样，在一宽温区内发生作用。

在土建工程中的应用主要是用于配管紧固接头、温室门窗、防火闸门的开闭以及测定地基变形，进行静态爆破等。在家用电器中的应用包括各种家电的温度传感器兼驱动器。例如电子干燥箱、电子灶、电磁烹调器、净水器、碱离子水生成器等产品。另外，利用Cu-Al-Be合金的双程记忆效应可制成家用保险熔断器。在汽车工业中应用最多的是致动器，主要用于控制引擎、传送、悬吊、减震、防噪等，以提高安全性、可靠性和舒适性。在机器人工业中的应用主要是用于机器人致动器上，合金元件靠直接通入脉冲变频电流控制机器人的位置、动作及动作速度。因形状回复力受控于电流大小，故动作起来很像生物体的肌肉动作。这种机器人具有形体小，不受温度以外其他环境气氛影响的优点。

3.3 合金的超弹性

这方面较为成功的是在医疗领域，例如用于牙齿矫形等。Ti-Ni基合金因具有优良的抗腐蚀性、抗磨性和生物相容性已成功的应用于矫形外科、颌面外科、整畸牙科、胸科、骨科、脑科等。这里需要注意的是合金的工作温度，因为合金表现超弹性的温度区间是较窄的，通常只有几十度。表11.9-2列出了形状记忆合金的一些典型应用。

表11.9-2 形状记忆合金不同特性技术应用

性能 技术领域	单向效应	双向效应	超弹性
连接	管接头		密封垫圈
加固	支撑铆钉		眼镜支架
宇航	自动张开天线		
汽车		散热百叶窗自动调节	阻尼、降噪



续表 11.9-2

技术领域 \ 性能	单向效应	双向效应	超弹性
能源马达		太阳能电池控制、发动机	节能制动
家用电器		空调机自动门双向驱动器 电咖啡壶控制器、温度报警器 电冰箱控温开关	
自动化		机器人、机器手	
医疗	接骨钉、人工关节	排除血栓	牙齿矫形
服装	纺织品支撑		胸罩

4 形状记忆合金的分类

自 20 世纪 50 年代在 Au－Cd 合金和 In－Tl 合金中发现热弹性马氏体之后，1963 年 W.J.Buehev 等人在一次偶然的情况下发现 Ti－Ni 合金元件的声阻尼性能与温度有关，进一步的研究发现近等原子比的 Ti－Ni 合金具有良好的形状记忆效应——材料能够“记住”原始形状的功能。以后，随着 Ti－Ni 合金作为商品进入市场，这类合金的应用开发使形状记忆合金材料研究进入了新的阶段。20 世纪 70 年代先后在 Cu－Al－Ni 及 Cu－Zn－Al 等合金中发现了形状记忆效应，20 世纪 80 年代又开发出 Fe－Mn－Si 系、Fe－Mn－Si－Cr－Ni 系（不锈钢）等铁基形状记忆合金，由于其成本低廉，加工简便而引起材料工作者的兴趣。随着科技发展的需要，在 20 世纪 90 年代，磁性形状记忆合金、高温形状记忆合金、宽滞后形状记忆合金以及形状记忆合金薄膜等材料的研制逐渐成为科学研究的热点。

目前，研究较为深入并已得到应用的记忆合金主要分为三大类：Ni 基合金、Cu 基合金和 Fe 基合金。Ni 基合金主要包括有 Ti－Ni、Ti－Ni－X（Fe，Cu，Au，Pt，Pd）、Ni－Al，Ni－Al－Co，Ni－Al－Ga，Ni－Al－Ti 等。Ni 基合金是最早得到应用的记忆合金，其性能优越、稳定性好，尤其是特殊的生物相容性使其在生物与医学上的应用是其他形状记忆合金所不能替代的。Cu 基合金主要包括有 Cu－Zn－Al，Cu－Zn，Cu－Al，Cu－Zn－Sn，Cu－Zn－Ni，Cu－Zn－Si，Cu－Zn－Ga，Cu－Al－Ni，Cu－Al－Mn，Cu－Al－Si 等。Cu 基合金由于其成本低、热导率高也得以广泛应用。Fe 基合金主要包括有 Fe－Ni，Fe－Ni－Co－Ti、Fe－Mn－Cr，Fe－Mn－C，Fe－Mn－Si，Fe－Pt、Fe－Pd 等。Fe 基合金由于其价格低廉、加工容易，如果能在回复应变小、相变滞后大等问题上取得突破，可望在未来的开发应用上有更大的进展。

形状记忆合金与马氏体相变有着密不可分的关系，按照马氏体相变特征可将形状记忆合金分为发生热弹性马氏体相变的合金、发生近似或半热弹性马氏体相变的合金和发生非热弹性马氏体相变的合金，其判据为：1）临界相变驱动力小，热滞小；2）相界面能作往复（正、逆）迁移；3）形状应变为弹性协作，马氏体内的弹性储存能对逆相变驱动力作出贡献。当满足这三个条件时为完全热弹性相变，例如 Ti－Ni，Cu－Al－Ni，Cu－Zn－Al，In－Tl，Au－Cd，Fe－Pt，Fe－Pd 等；当部分满足时为近似或半热弹性相变，例如 Fe－Mn－Si，Fe－Ni－Co－Ti 等；当完全不符合这些条件时为非热弹性相变，例如Fe－Ni、Fe－Ni－C、Fe－Cr－Ni 等。区分相变属于完全热弹性、半热弹性或非热弹性马氏体相变，不但对表征相变的热力学特征和界面迁移特性有意义，而且对表征材料的形状记忆效应也有较大的意义。对具有半热弹性相变的材料，施加一定条件，可望呈现较好的形状记忆效应；对具有非热弹性相变的材料只呈现有限的形状记忆效应。

5 形状记忆效应的产生机理

5.1 热弹性马氏体相变

具有形状记忆效应的合金绝大多数都发生热弹性马氏体相变。马氏体相变是无扩散的共格切变型相变，在由母相（P）转变成马氏体（M）的过程中，没有原子的扩散，因而无成分的改变，仅仅是晶体结构发生了改变。马氏体相变是由母相的原子以协同的、队列式的、有次序的方法进行切变位移，位移量不超过一个原子间距；在切变的同时还伴有滑移或孪生等过程，故在马氏体相内往往出现亚结构，其中包括位错、层错或孪晶等。

马氏体相变与其他相变一样，具有可逆性。当冷却时，由高温母相转变为马氏体相，用 M_s、M_f 分别表示马氏体相变开始温度与结束温度。加热时，发生马氏体逆转变为母相的过程，该逆相变的开始与结束温度分别用 A_s 与 A_f 表示。最能反映合金相变过程的是电阻-温度曲线，如图 11.9-3 所示。

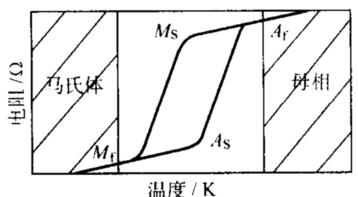


图 11.9-3 合金相变过程的电阻-温度曲线

一般材料的相变温度滞后（$A_s - M_s$）非常大，例如 Fe－Ni 合金约为 400 K，各个马氏体片几乎在瞬间就达到最终尺寸，一般不会随温度的降低而继续再长大。而在记忆合金中，相变滞后比前者小一个数量级，例如 Au－47.5%（摩尔分数）Cd 合金的相变滞后仅为 15 K，冷却过程中形成的马氏体会随着温度变化而继续长大或收缩，母相与马氏体相的界面随之进行弹性式的推移。这两种马氏体的差别可以从马氏体形核的总能量的变化 ΔG 进行解释

$$\Delta G = \pi r^2 t \Delta g_c + 2\pi r^2 \sigma + \pi r^2 t(A + B) \quad (11.9\text{-}1)$$

马氏体形核引起的总能量变化由 3 项组成，它们分别是化学自由能、表面能及应变能（包括弹性及塑性应变）。式中 Δg_c 为单位体积自由能的变化；r、t 为透镜状马氏体核半径及平均厚度之半；σ 为单位面积界面能；A（t/r）、B（t/r）分别为单位体积弹、塑性应变能。

在第二种马氏体相变中，由于界面能和塑性变形所需要的能量小到可以忽略不计，因此式（11.9-1）可表示为

$$\Delta G = \pi r^2 t \Delta g_c + \pi r^2 t A \quad (11.9\text{-}2)$$

这样只有由热效应引起的化学自由能及弹性应变能两项。因此，在低于 M_s 温度时，随着冷却，马氏体长大，但当长大到一定程度时，自由能的减少与弹性的非化学自由能的增加相当时，便停止长大。这种由热效应与弹性效应之间的平衡控制的马氏体相变产物称为热弹性马氏体。热弹性马氏体相变驱动力小，相变滞后小，而且马氏体量是温度的函数。应该强调，热弹性马氏体相变的特征是弹性协调，马氏体内的弹性储存能可作为马氏体逆相变的驱动力。

当母相降温转变为马氏体时，可以生成不同取向的马氏体。在母相的一个晶粒内会生成许多惯态面位向不同、但在晶体学上等价的马氏体（通常称为马氏体变体），马氏体变体一般是 24 个。每个马氏体变体形成时都伴有形状变化，



产生应变，为了使总应变减为最小，马氏体变体呈自协作关系，即两种或几种马氏体变体组成一定形态的马氏体片群，它们互相抵消了生成时产生的形状变化。也就是说，在无应力条件下，马氏体变体分布是自协调的，变体之间尽可能抵消各自的应力场，使弹性应变能最小。如果在低温时，施加应力，这时相对于外应力有利的变体将择优长大，而不利的变体缩小，这样，通过变体重新取向造成了试样形状的改变。当外应力去除后，试样除了回复微小的弹性变形外，其形状基本不变。只有将其加热到 A_f 以上，由于热弹性马氏体在晶体学上的可逆性，也就是在相变中形成的各个马氏体变体和母相的特定位向的点阵存在严格的对应关系，因此逆相变时，只能回到原有的母相状态，这样也就回复到原状。这就是形状记忆的基本原理。

5.2　应力诱发马氏体相变

在 M_s 点以上的温度，如果对某些合金施加一定外应力，则在已抛光的表面上呈现明显的浮凸，也就是诱发了马氏体，这种由外部应力诱发产生的马氏体相变称为应力诱发马氏体相变。这些合金的马氏体数量为外加应力的函数，即当外加应力增加时，母相转变为马氏体相的数量增加，当应力减少时则进行逆相变使母相增多。外加应力对诱发相变的作用不仅与合金种类有关，而且受试验温度的影响，在 M_s 温度以上，M_d 温度以下，应力或形变才能导致马氏体的形成。M_d 为应力诱发马氏体相变温度。

应力诱发马氏体相变的形状记忆机制就是通过应力诱发 γ→ε 转变及逆转变来实现的，记忆效应取决于应力诱发 ε 马氏体的数量。合金的母相为奥氏体 fcc 结构，由于合金的层错能较低，奥氏体中存在大量的层错。层错可以看作是由两个 Shockly 不全位错中夹着一个原子错排面组成。ε 马氏体为密排六方结构，而面心立方结构中的层错与其结构相近，为 ε 马氏体形核的核心。在应力的作用下，奥氏体（111）面上的 Shockly 不全位错沿 *a*/6<121>方向移动，层错发生扩展，形成 ε 马氏体。γ→ε 转变中（111）面和（101）面上的原子运动如图 11.9-4 所示。面心立方结构的原子堆垛为 *ABCABC*，转变通过每两层原子沿 *a*/6<121>方向移动，当 γ→ε 转变分别发生时，实线区域变为虚线区域。〈414〉方向发生大约 20%的伸长，*OA* 被伸长为 *OB*，<414>可分为<313>和<101>两个矢量。随着预变形量的增加，ε 马氏体量增加，γ→ε 转变继续进行。当加热时，层错沿原来的方向收缩，发生 γ→ε 逆转变，实现形状记忆效应。因此能否产生形状记忆效应的关键取决于应力诱发 γ→ε 转变。

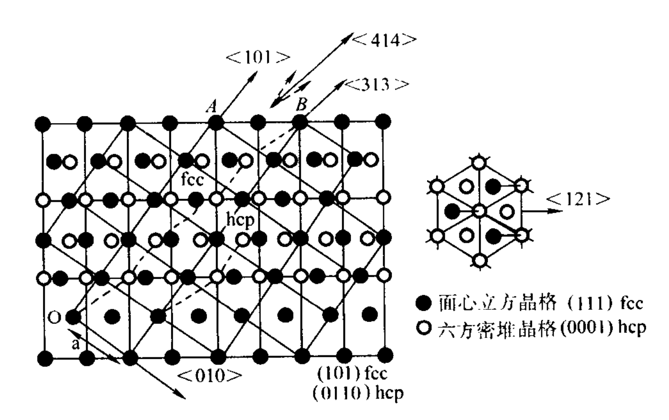


图 11.9-4　铁基形状记忆合金 γ→ε 转变示意图
（实线和虚线分别表示奥氏体和马氏体）

6　几种主要的形状记忆合金

6.1　Ni-Ti 合金

Ni-Ti 合金是最为典型也是迄今应用最广泛的一类形状记忆合金。虽然等近原子比的 Ni－Ti 合金的形状记忆效应早在 1963 年就被发现，并于 1969 年飞机上的管接头进入实用阶段，但由于其相变复杂并难以制成单晶，其形状记忆的机理到 20 世纪 80 年代才基本弄清。Ni－Ti 合金的常规性能见表 11.9-3。

表 11.9-3　Ni－Ti 合金的常规性能

密度 /g·cm^{-3}	熔点 /℃	比热容 /J·(g·K)$^{-1}$	线胀系数 /10^{-6}K^{-1}	热导率 /W·(m·K)$^{-1}$	电阻率 /μΩ·cm	硬度 HV		抗拉强度/MPa		屈服强度/MPa		伸长率 /%
						马氏体	母相	热处理后	未处理	马氏体	母相	
6～6.5	1 240～1 310	4.5～6	10	20.9	50～110	180～200	200～250	700～1 100	1 300～2 000	50～200	100～600	20～60

高温下的 Ni－Ti 合金是体心立方结构的 β 相，在约 1 090℃附近发生有序转变，变为 β2（B2 型）。从 β 相区淬火或缓冷，在 M_s 点以下均能获得马氏体，但由于缓冷时为非平衡状态，析出许多中间相，导致组织非常复杂，对形状记忆效应产生影响。

Ni－Ti 合金相变的复杂性还在于发生所谓的“预马氏体转变”（R 相变），即在冷却产生马氏体相变之前，先转变成三角晶体结构。在一般固溶处理 Ni－Ti 合金中观察不到 R 相变，但经过时效处理后产生大量弥散的 Ni_3Ti_4 析出相或大量位错时，R 相变可以清晰地被观察到，另一个途径是添加第三元素（例如铁），使 $M_s \ll T_r$（T_r 是发生 R 相变的温度）。R 相变也能产生形状记忆效应和伪弹性，只是形变量较小。但 R 相变的热滞后很小，所以往往在一些情况下只利用 R 相变。R 相变还对双程记忆效应起主要作用。

作为实用化的合金，Ni－Ti 最大的缺点是加工困难、价格昂贵，但它与其他形状记合金相比，性能最为优良，见表 11.9-4。而且生物相容性好，因而在医疗领域内得到广泛应用。

表 11.9-4　形状记忆合金的特性比较

		Ti－Ni	Cu－Zn－Al	Fe－32Mn－6Si
回复应变/%		≥6	≥4	3（最大 4）
恢复应力/MPa		300（最大）	350（最大）	200（最大 300）
热滞/℃		2～30	5～8	约 100
相变温度/℃	M_s			20
	A_s	－100～100	－100～100	115
	A_f	185		
反复寿命/次		10^7	10^5	

为了进一步改善 Ni－Ti 合金的性能，可采用添加元素的方法。从二元 Ni－Ti 合金发展出来的 Ni－Ti－Cu，Ni－Ti－Co，Ni－Ti－Fe 等合金，具有极低的相变温度，适合在低温下使用。而添加少量的 Be，Si，Ca，Pb 等元素，

则可提高相变温度。最新发展起来的 Ni-Ti-Nb 合金，具有大的热滞后，变形后可在室温储存，对于制造管接头之类紧固件极为有利；另外，添加元素还出于改善加工性能等方面的考虑。

为了保持良好的形状记忆特性，其变形的应变量不得超过一定值，该值与元件的形状、尺寸、热处理条件、循环使用次数等有关，一般为6%（不包括全方位记忆处理）。同时在使用中，在形状记忆合金受约束状态下，要避免过热，也即记忆高温态的温度只需稍高于 A_f 温度即可。

6.2 铜基合金

铜基形状记忆合金主要有两类，Cu-Al-Ni 系和 Cu-Zn-Al 系。高温的β相通过淬火在室温下保留下来，并且在淬火过程中发生无序—有序转变，这是铜基合金产生形状记忆效应的基础。如果是慢速冷却，则会形成析出相，恶化形状记忆效应。但是淬火处理会导致冷却过程中无序—有序转变进行得不完全。实验证明，冷却速度越快，有序度越低；同时淬火过程中过剩的原子空位被冻结下来，因此室温下β母相是不稳定的，并可导致形状记忆效应不稳定。这就是使得时效处理成为必然，但时效的同时容易产生析出相。有效的解决方法是添加元素来抑制扩散，在 Cu-Al 合金中加入镍元素就是基于这种考虑。

铜基合金的优点是价格较为便宜，只有 Ni-Ti 合金的 1/10~1/5，且导热、导电性好。但多晶态的铜基合金塑性不足，容易发生脆断，疲劳寿命也低。另一个缺点是高温稳定性差，例如 Cu-Zn-Al 的工作上限在 100℃以下，Cu-Al-Ni 的高温性能好些，但该合金晶粒非常容易长大，影响加工性能。如何改善这些情况，是铜基合金实用化的关键问题。实验证明，通过添加微量元素或快速凝固或粉末烧结的方法可达到细化晶粒的目的，从而改善塑性。另外，添加元素还可提高其高温稳定性，由 Cu-Al-Ni 合金发展起来的 Cu-Al-Ni-Mn-Ti 合金可以在 100℃以上高温下长期稳定地工作。

铜基形状记忆合金的热弹性马氏体相变是完全可逆的，但在热循环中，随着马氏体正、逆相变的反复进行，必定不断的引入位错，使母相硬化而提高滑移变形的屈服应力，导致相变温度和温度滞后等发生变化。对于不同合金，位错形成的地点以及位错对母相及马氏体相的影响差异，使热循环对材料相变温度等的影响趋势不尽相同。例如 Cu-21.3Zn-6.0Al（摩尔分数）合金的 M_s 和 A_f 随着循环次数的增加而下降，经过一定周期，才可以稳定。

6.3 铁基合金

铁基合金形状记忆合金中，Fe-Pt 和 Fe-Pd 合金因 Pt 和 Pd 都是贵金属，因而只具有理论研究意义。另外几种合金，虽然不很成熟，但因为价格低廉、加工性能好，因而受到重视。

Fe-30Ni-0.4C（摩尔分数）合金虽然不发生热弹性马氏体相变，但其 γ/α' 相界面具有很好的可逆移动性，具有产生形状记忆效应的晶体学基础。强化奥氏体母相后在低温下变形，可获得完全的形状记忆效应。

Fe-Ni-Co-Ti 合金经时效处理后，在母相中形成弥散的γ相（Ni_3Ti），引起马氏体正方度变化，从而降低了相变时因马氏体和母相晶格结构差异而产生的共格应力，使相变时的弹性能储存在整个试样中。这种弹性的联系有利于马氏体逆转变时恢复原来的取向，从而产生形状记忆效应。

Fe-Mn-Si 合金是最有希望实用化的铁基形状记忆合金，其记忆效应来源于 $\gamma \Leftrightarrow \varepsilon$ 相变，这种相变通过肖克莱不全位错的快速移动来完成。最初是在 Fe-18.5Mn（摩尔分数）合金和Fe-Cr-Ni 合金中发现 $\gamma \Leftrightarrow \varepsilon$ 相变可导致形状记忆效应，但由于α相马氏体的混入，记忆效应不完全。Fe-Mn 元素系中，当锰含量增加时，α相逐渐被抑制，但同时合金的顺磁—反铁磁转变点 T_N^γ 升高，γ相变得稳定，抑制了 $\gamma \Leftrightarrow \varepsilon$ 相变。加入硅元素，可降低 T_N^γ 温度，并同时强化母相，对改善形状记忆效应有利。

7 磁性形状记忆合金

磁性形状记忆合金（Magnetic Shape Memory Alloys，简称 MSMAs）是一种新型的形状记忆合金，它们具有传统的热弹性形状记忆效应，同时，在磁场的作用下具有较强的形状记忆效应，即它们在磁场的作用下，尺寸或体积发生变化，产生很大的应变。换言之，磁性形状记忆合金的形状记忆效应不是通过温度的改变而是通过磁场的变换达到的，即动作是瞬间即可完成的。这种磁场作用下产生的应变类似于磁致伸缩材料产生的磁致伸缩效应，但是由于产生应变的机制不同，为了加以区分，把它称为磁性形状记忆效应（Magnetic Shape Memory Effect，简称 MSME），合金则称为磁性形状记忆合金。

虽然人们很早以前就发现了磁场对钢中马氏体相变的影响，但由于其产生的形变非常小，所以一直未被重视。1984年，Webster对Ni_2MnGa合金作了最初的研究，进行了晶体结构、相变、磁化强度随温度（0~400 K）和磁场强度的变化等实验。发现这种合金属于 Heusler 型结构，低温相（马氏体相）为正方结构，具有磁各向异性，磁化强度依赖于外磁场强度；在高温具有立方 $L2_1$ 结构（奥氏体相），磁化强度不依赖于外磁场，易于磁化，居里温度为 375 K。

1994 年，Vasil'ev 等人用 Ni2MnGa 单晶体进行了热分析、磁特性、形状记忆效应的实验，发现了在 77 K 低温下的压缩特性，测试了应力-应变曲线，残余应变 4%，在加热时消失，显示出形状记忆效应。这一特性的发现引起美国和日本学者的极大兴趣。日本的松本研究了Ni_2MnGa合金的相变，测量了合金的相变温度（M_s = 210 K，M_f = 185 K，A_s = 205 K，A_f = 220 K）。松本还研究了 Ni_2MnGa 合金磁化率随温度的变化，发现在马氏体相时，磁化率极低；在由正方结构转变为立方结构时相变温度急剧增大；温度继续升高，到居里温度时又急剧减小，铁磁性消失。

1996 年，美国 MIT 的K. Ullakko等人在Ni2MnGa单晶中发现了接近 0.2%的大磁致应变。测量结果是在 265 K 得到的，低于马氏体相变温度 15 K。他们还指出，使用 1 T 的磁场，最大只能引起马氏体转变温度 1~2 K 的偏移，这样，此磁致应变不会由马氏体相转变引起，而是完全出现在马氏体相内，是磁场诱导应变。此磁致应变值已经达到目前稀土超磁致伸缩材料的应变水平，从而使这一材料再度成为材料科学和凝聚态物理的前沿性研究对象。随后，O'Handley等人在室温下 0.4 T 的外加磁场中观察到了 Ni_2MnGa 合金 5%的切应变，这一发现不仅大大提高了马氏体转变温度，也大大提高了应变量。此后，又不断有获得更大的磁致应变的报道，目前，美国MIT的A. Sozinov等人在 Ni_2MnGa 单晶合金中，在 300 K 温度，1 T 的磁场下，发现了高达 9.4%的磁致应变。

7.1 磁性形状记忆合金的特点

磁性形状记忆合金之所以受到人们的高度重视，其主要原因是由于该合金具有如下特点。

1）合金的应变量大　形状记忆合金最主要的性能指标是应变量，磁性形状记忆合金的应变量特别大。比现有驱动材料的性能高 1~2 个数量级。磁性形状记忆合金的应变量比目前开发应用的稀土超磁致伸缩材料高 10 倍以上，比压电陶瓷高 100 倍以上。目前研制和试用的稀土超磁致伸缩材



料(Terfenol-D)的应变量最大值为0.2%。而目前的磁性形状记忆合金的应变量一般可达到其5倍（为1%），而报道的最高可以达到9.5%。

2）合金的响应频率高 目前常用的形状记忆合金，虽然具有很大的应变量，但是，由于马氏体相变由温度场控制，受到热量传导速率的影响，响应频率很低（小于5Hz），使其应用受到很大限制。磁性形状记忆合金可采用磁场作为驱动源，响应频率与电磁场或机械磁场一致，因而具有很高的响应频率。从频率和应变量综合考虑，磁性形状记忆合金是至今所有致动材料中最具优势的。

3）双向磁性形状记忆效应 由于应变的产生机理不同，磁性形状记忆合金还具备其他致动材料不具备的特征，即磁场可控的双向形状记忆效应。合金本身具有4%以上的双向形状记忆应变，并且这个应变的大小和方向可以随外磁场的大小和方向任意调节。传统形状记忆合金在两个相变温度点仅具有伸长或收缩两个自由度，而磁性形状记忆合金在外磁场的参与下，在每个相变温度点具有伸长、收缩、零形变3个自由度，使两个相变温度点的自由度增加到6个。利用这种特性，可望开发出新型的致动器和传感器件。

4）相对于稀土超磁致伸缩材料具有明显的价格优势 稀土超磁致伸缩材料中的金属铽（Tb）和金属镝（Dy）价格都较高，且占的比重大，因此材料的生产成本高，每公斤超磁致伸缩材料Terfenol-D的市场价格高达1万元以上。据国外专家预测，磁性形状记忆合金的价格大约为超磁致伸缩材料Terfenol-D的1/10，即价格低约10倍。这将可能使得磁性形状记忆合金应用到更广泛的领域，包括在民用领域获得应用。

5）新材料、新效应和新理论研究价值高 在产生应变的原理上，磁性形状记忆合金与既不同于一般的形状记忆合金，又不同于超磁致伸缩材料和压电材料。其应变机理是全新的，从而可望开发出新的应用领域。

因此，磁性形状记忆合金不仅具有普通形状记忆合金的大应变和大驱动力的特点，而且由于受磁场驱动而具有响应速度快和效率高的优点，有望成为新一代驱动器和传感器材料，因而具有广阔的应用前景。

7.2 Ni_2MnGa磁性形状记忆合金的特点

目前，已发现的磁性形状记忆合金主要包括：Fe系合金Fe-Mn-Si、Fe-Pt、Fe-Pd、Fe-Ni-Co-Ti、Fe-C、Fe-Cr-Ni-Mn-Si-Co等；Ni系合金Ni-Mn-Ga、Ni-Al-Mn、Ni-Fe-Ga等；Co系合金Co-Mn、Co-Ni、CoNiGa（Al）等。其中，研究最多的是Heusler型Ni_2MnGa合金，并已取得初步应用，是磁性形状记忆合金的代表，因此，下面主要介绍Ni_2MnGa磁性形状记忆合金的特点和性能。

Ni_2MnGa合金在室温下为母相，具有Heusler型立方$L2_1$结构。Heusler型合金是一种高度有序的三元金属间化合物，空间群Fm_3m，通用化学式为X_2YZ。Ni_2MnGa合金的母相结构如图11.9-5所示。Ni_2MnGa合金在温度降至202 K（M_s）时发生马氏体相变，结构由Heusler型立方$L2_1$结构转变为正方结构，相变同时伴随体积收缩。室温立方晶体的点阵常数$a=0.582\,5$ nm，在4.2 K时，正方晶体的点阵常数为$a=b=0.592\,0$ nm，$c=0.556\,6$ nm，$c/a=0.94$。马氏体相变使晶格常数沿c轴的最大变化量可达6.56%。Ni_2MnGa合金的居里温度为376 K，低温相呈强铁磁性，饱和磁化强度为66 emu/g，磁晶各项异性能较高，磁晶各项异性能密度可达1.17×10^6 erg/cm^3。Webster根据中子衍射实验发现，在4.2 K时，Ni_2MnGa合金的磁矩主要局域于Mn原子位，Mn原子位的局域磁矩的大小约为$4.17\mu_B$，磁矩沿择优的<111>方向平行排列，在Ni原子位的局域磁矩小于$0.3\mu_B$。当温度上升到居里温度以上时，Mn局域磁矩的大小基本保持不变，但磁矩的排列方向变得杂乱无章，Ni_2MnGa合金就实现了从铁磁性到顺磁性的转变。

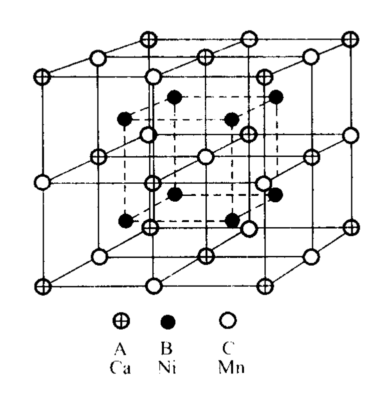


图11.9-5 Ni_2MnGa合金的母相结构

Ni_2MnGa合金最主要的相变是马氏体相变和铁磁性相变。合金的马氏体相变是热弹性相变，具有完全热弹性相变的全部特点，并具有一定的热滞。Ni_2MnGa合金可以在很宽的成分范围内形成化合物，但其相变温度受成分的影响很大。通过对一系列非化学计量成分Ni_2MnGa合金的马氏体相变的研究，得出合金成分变化对马氏体相变温度和居里温度的一般影响规律。Ni_2MnGa合金的居里温度通常在320~390 K之间，但马氏体相变开始温度（M_s）随成分的微小变化而有更大的变化，其变化范围可达200 K。一般来说，在Mn含量一定时，马氏体相变温度随Ga含量的增加而降低；在Ni含量一定时，马氏体相变温度随Mn含量的增加而升高；在Ga含量一定时，马氏体相变温度随Ni含量的增加而升高。除此之外，Ni_2MnGa合金还具有预马氏体相变、中间马氏体相变及有序化相变。

7.3 磁性形状记忆效应的产生机制

磁性形状记忆效应的产生机制已经完全不同于热弹性马氏体相变机制那样是奥氏体与马氏体之间的可逆相变造成的形状记忆效应，而是由于磁场作为驱动力使马氏体变体（或孪晶变体）的再取向或相界迁移而引发的。合金产生磁性形状记忆效应应当满足两个必要条件，一是合金要具有强铁磁性，二是合金具有马氏体相变。

磁性形状记忆合金在发生马氏体相变时形成孪晶结构的马氏体，由于变体的取向不同，所以每一变体有不同的易磁化轴。磁性形状记忆效应的实质是利用磁场来控制孪晶变体的再取向行为，类似于一般形状记忆合金中的应力诱发孪晶变体的再取向，如图11.9-6所示。对于磁晶各向异性能大于或等于孪晶再取向能（即孪晶界面的移动能）的磁性记忆合金，当合金处于外加磁场时，磁畴的自发磁化程度方向将转向外加磁场方向，对孪晶界产生较大的压力，如果各向异性能较高而孪晶界面的界面迁移激活能较低，孪晶界将发生移动，导致宏观变形的产生。由于磁性形状记忆效应是近十年来才开始得到人们的关注，所以其产生机制还处于研究阶段，在许多问题上还只是刚刚开始，有待于进一步的深入研究。

磁性形状记忆合金在磁场中具有可输出应力与应变量大、响应频率高、可精确控制等特性，成为一种新型驱动与传感材料，具有很大的发展潜力。磁性形状记忆合金作为一种与高科技密切相关的新型功能材料，将会在军事与民用等诸多领域中有重要应用，在未来科技进步中必将会有一个更大的发展。



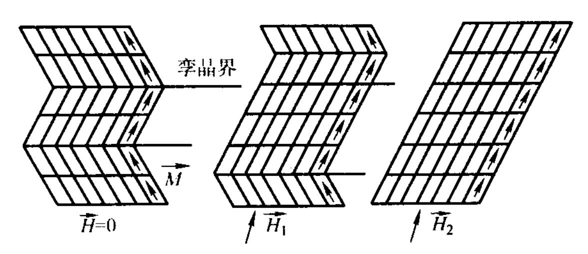


图 11.9-6　磁场诱发孪晶变体再取向示意图

8　形状记忆合金的发展方向

形状记忆合金在功能材料的发展中受到人们越来越大的重视，其具有的优异特性广泛地应用在各个领域中，反过来也对这些合金提出了很多严格的要求，这就确定了形状记忆合金的发展方向：研制高回复温度的合金，以适应高温工作条件的需要；研制大转变滞后的合金，以便于构件变形后在室温存放；研制极小滞后的合金，这主要是针对一些精确控温元件；研究其他外界因素例如辐照等对形状记忆效应的影响等。

目前，已经有各种先进的生产工艺技术被用到形状记忆合金的的研究、开发和应用方面来，例如复合技术、快速冷凝技术、薄膜制作技术的应用，已导致了复合形状记忆合金、薄带形状记忆合金、薄膜形状记忆合金的出现和开发应用，逐渐在新材料产业中发挥不可替代的作用。

编写：郭世海（钢铁研究总院）
王新林（钢铁研究总院）



第 10 章　非晶态合金

1　概述

1.1　定义与基本特征

非晶态金属是指原子在空间排布无长程序的固态金属(即没有晶格结构)。人类几千年经常接触和使用的金属材料，都具有原子排布的平移对称性（即长程序），都是晶态金属。近期发明的非晶态金属，不存在长程序，只有短程序(无平移对称性)。按一般定义，这种短程序有序区尺寸应小于 1.5 nm，并且归属于无序结构。非晶和微晶合金，包括非晶态合金、非晶态合金在特定条件下形成的纳米晶和微晶合金，以及用快淬等工艺直接形成的微晶合金。纳米晶材料也属于无序结构，微晶合金虽然属有序结构，但其形成工艺、结构性能均与晶态合金有相当大的差别。

非晶态合金具有以下特点：①结构上只有短程序，结构缺陷多于晶态合金。②在热力学上属于亚稳态，体系的自由能比对应晶态材料高。但是，要转变为晶态，需克服一定的势垒。③具有非晶态转变温度 T_g（亦称玻璃化温度）。从液态金属到非晶态的转变属二级相变，即吉布斯函数的二阶导数具有不连续性。在低于晶化温度、甚至低于 T_g 温度下退火，具有结构驰豫。④非晶态合金以金属键作为其结构特征之一，但原子间距离和成键的键角均与晶态合金有差异。⑤形成非晶态合金的能力同成分密切相关，金属中添加硅、硼、碳、磷等元素往往有利于非晶形成，有人称之为非晶化元素。与此类似，有些金属，例如铜、铌、钼等有利于纳米晶金属的形成。

1.2　材料和工艺的两大突破

非晶态金属的出现，首先应归功于制备非晶态金属工艺技术上的突破。尽管早在 20 世纪 30 年代就有人用气相沉积法获得了非晶态金属薄膜，但是真正引起世界广泛重视的，是 1959 年美国加州理工学院 Duwez 教授等发明的能以超过 10^6 ℃/s 的降温速度，将金属液体急冷凝固成非晶态箔片。而 1969 年 Pond 和 Maddcn 等首次报道，利用快速转动的金属辊急冷金属体的方法，制备出非晶态合金连续长带，为非晶态金属向工业化生产开辟了新途径。随后，美国原联合化学公司的 GiLman 等加以发展，实现以 2 000 m/min 的高速度连续生产，并将这种材料正式命名牌号为 Metglas（意即金属玻璃）。

一提到非晶态材料及其生产，人们自然会想起处于世界领先水平的美国 Allied - signal 公司。据称，1989 年它已具有年产 6 万吨非晶带材的能力，拥有完全自动控制的单台设备，每小时喷带1 t，可连续喷带、自动卷取和自动倒卷，卷重350 kg，带宽217 mm。中国对非晶态材料研究起步较晚，始于 1976 年，但发展很快，现已建成每炉500 kg、带宽 200 mm、带自动卷取年产千吨的中试设备。

有关快淬金属或非晶合金的国际（从 1970 年开始）和国内（从 1978 年开始）会议每 2 ~ 4 年就召开一次，研究的主要内容在不断加深发展。例如，十几年来，国内外非晶态合金的开发主要集中于非晶态软磁合金，现已基本成熟，已形成产业，广泛应用。目前的研究开发工作重点，正转向纳米晶金属、大块非晶、快淬钕铁硼、固态合金化、非晶薄膜、快淬微晶材料以及新型工艺等。

我国冶金系统非晶微晶合金产业发展见表 11.10-1。显然非晶微晶合金的生产保持了逐年迅速递增的趋势。

表 11.10-1　非晶攻关三个五年计划期间产业的发展

时间 阶段		“七五”合计 (1986 ~ 1990 年)	“八五”合计 (1991 ~ 1995 年)	“九五”合计 (1996 ~ 2000 年)
产值/万元		1 500	3 554.1 (↑136.9%)	10 602.88 (↑198.3%)
制带量/t		230	312.2 (↑35.7%)	914.2 (↑192.8%)
其中	铁基非晶带	1	15	
	纳米晶带		约 20	579.4
宽带/mm		100		220

在材料研究方面，国内外都做了广泛和大量工作。至今，每年都有一批新材料、新应用出现。经统计，美国已有非晶微晶合金牌号 58 个，日本几个公司的不同牌号累计达 73 个，德国 15 个，独联体有 20 个。中国于 1989 年制定了第一个国家标准 GBn291—89，名称为“快淬金属的分类和牌号”，包括 28 个合金牌号。国内有关单位的合金牌号，目前累计已超过 80 个。这些材料已在电子工业、电力工业、仪器仪表、交通运输、科学研究装备和国防等多方面得到应用。

非晶态合金的发展大体可分为四个阶段。

20 世纪 60 年代由于受到制备方法的限制，仅能获得重量很轻的薄膜或小片样品。侧重于非晶结构、物性、力学性能和化学性能等的研究，故为黎明期。

20 世纪 70 年代采用熔体旋辊或离心急冷法制得非晶薄带，奠定了非晶态材料的实用化基础。到 1980 年非晶带宽达到 50 mm。1973 ~ 1974 年间美国和日本的非晶软磁材料商品牌号 Metglas 系列和 Amon1et 系列问世，并进行了各种应用实验。故可称为发展期。

进入 20 世纪 80 年代，非晶带宽达 100 mm 以上（现在已达 250 ~ 300 mm)，带卷重量达几百公斤，每炉的容量：周期作业的达 500 kg，连续作业的可达 1 ~ 2 t/h。有几十种应用于电力和电子技术的磁性元器件商品化和产业化。可称为成熟期。

20 世纪 90 年代以来则是大块非晶合金或叫大块金属玻璃（BMG - Bulk Meta1lic Glasses）的研究开发时期。这种新型 BMG 在力学性能方面显示优良的特性，用做结构材料有良好的应用前景。

表 11.10-2 为非晶态合金在我国的发展简史。

非晶态合金具有特殊的结构、优异的性能和广泛的应用，因而被人们称为是材料科学的一次重要突破。同时，快淬工艺的技术和装备，开拓了以液态金属高速冷却直接成型的新途径，被称为冶金工艺领域的一次重要突破，它的应用领域正在扩展。

1.3　特殊的结构和优异特性

结构是认识和研究材料的基础，任何材料的宏观性能和变化都同其微观结构密切相关。非晶态材料的结构比晶态材料复杂得多。非晶态材料的主要特点是没有晶格结构，因而不存在晶粒、晶界、结晶各向异性等概念。虽然没有任何长程序，但具有短程序。这种短程序包括化学短程序，也包括



表 11.10-2　非晶态合金在我国的发展

年　份	发　展
1975～1976	钢研总院率先介绍国外非晶态金属材料的发展情况并展示美国 Allied 公司的非晶样品（2 mm 宽）
1977	物理研究所、钢铁研究总院、上海钢铁研究所、首钢冶金研究院等分别筹建超急冷技术实验室，建成单辊、双辊小型试验喷带设备，开展非晶态材料的研究工作
1978	全国第一届非晶物理及材料讨论会召开
1980	建立每炉容量为 3～10 kg 的喷带设备。钢研总院制出 200 mm 宽 FeNi 基非晶合金带材样品，影响很大
1981	钢研总院开展快淬 FeSiAl 合金的研究。冶金系统非晶态材料应用的首项成果——上海钢研所的“城市交通控制用 FeSiB 非晶薄带”通过鉴定
1982	冶金系统第一届非晶合金及其应用学术会召开。钢研总院开展快淬 6.5Si－Fe 合金研究。具有中国特色的“漏电开关用非晶合金”通过鉴定，该材料成为第一个大量应用的非晶态材料
1983	钢研总院研制 50 kg 级非晶合金宽带中试设备，后于 1986 年喷制出 100 mm 宽 40 kg 重的 NiFe 基非晶带
1985	上海钢研所与有关厂协作首次采用国产 Fe 基非晶带制成卷绕式 3 kV·A 工频变压器
1986	钢研总院“双包单辊式连续急冷喷带装置”获发明专利。钢研总院、上海钢研所、首冶院组成联合攻关组研制 100 mm 宽、100 kg 容量，并能自动卷取的年产百吨的 Fe 基非晶合金中试线
1987	钢研总院的“新型 Co 基非晶软磁合金”获国家发明奖。第一台 30 kV·A 非晶铁芯配电变压器（美国铁芯）挂网运行
1988	钢研总院突破自动卷取技术，并获得实用新型专利。百吨级主机（100 kg 容量）完成冷热调试并通过验收
1989	联合攻关组突破 100 mm 宽 Fe 基非晶合金制带工艺关和性能关。公布第一个快淬合金国家标准共 5 大类 28 个牌号，其中非晶软磁合金 20 个。开展对 Fe 基纳米晶合金的研究工作
1990	利用国产 100 mm 宽 Fe 基非晶带制成三相 50 kV·A 配电变压器，其空载损耗仅为 60 W，次年挂网运行。第一台三相 100 kV·A 非晶铁芯配电变压器（美国铁芯）并网运行
1993	FeNbCuSiB 纳米晶合金的 μ_i（$H=0.08$ A/m）达 175 000（上钢所），μ_m 达 1 680 000（首冶院）。当年生产非晶软磁合金约 120 t，Fe 基纳米晶合金约 15 t，供国内广大用户使用。在非晶和纳米晶的研究和生产方面进入国际先进行列
1995	用国产 Fe 基非晶带 20 t、制成 20～100 kV·A 配电变压器（AMDT）76 台，并在涿州、天水两个农村小区挂网运行
1996	成立国家非晶微晶合金工程技术研究中心，美国 Allied 公司在上海浦东建立 AMDT 用非晶铁芯生产线
1997	沈阳维用电子有限公司引进德国 VAC 公司技术生产 ISDN 用 Co 基非晶电感元件。上海至高非晶公司成立
1998	上海置信电气工业公司引进美国 GE 公司技术生产 AMDT。安泰科技公司非晶分公司成立
1999	每炉容量达 500 kg，Fe 基非晶合金带宽达 220 mm 的千吨级生产线建立
2000	九五攻关结束，国内冶金系统建有千吨级非晶带材生产线 1 条，百吨级生产线 3 条、非晶微晶元器件生产线 3 条（年生产铁芯能力达千万余只），百公斤级非晶丝中试线 1 条，600 t AMDT 铁芯生产线 1 条，全国非晶纳米晶带产量 500 余吨，其中纳米晶带超过 300 t

拓扑型短程序。在化学组分和局域结构上的这种短程序，反映了原子之间相互作用的特点与晶态相近，例如最近邻原子间距和配位数都与相应晶态材料差别不大，但次近邻原子有明显差别。

对非晶态材料的原子结构，常用的描述方法是借用统计物理学中的径向分布函数和双体相关函数。这是能从实验直接测定的结构量，但是，它只能给出平均值，并不能确定原子的具体分布，也不能描述非晶态固体的结构缺陷。因而，一些学者引入局域结构参数，并用计算机模拟计算等。但所有这些方法，包括自由体积理论等，均有其局限性。大量的实验结果表明：非晶态和液态金属的结构较为相近，例如都有短程序而长程无序；但又有质的差别，例如非晶态合金的双体相关函数曲线第二峰劈裂。

由于描述非晶态结构和实验测定的局限性，采用结构模型法在非晶态结构的研究上显得更为重要，它可以给出原子空间分布的三维图象。而它的正确性可根据实验测量进行判定。建立结构模型应满足以下原则：满足原子间相互作用势函数的要求，结构中不出现长程序，体系的自由能最小等。早期的结构模型是微晶模型，由于对金属不如对非晶半导体符合得好，后来作了些修正，如非晶团模型，但仍然存在许多与实验不符的问题。目前公认较好的非晶态金属模型是硬球无规密堆模型。其基础是金属键无方向性，原子具有密堆的倾向。这种模型的计算结果与实验结果相比较，对金属-类金属型非晶态合金相当一致。例如，Bernal 模型得出的硬球无规密堆仅由五种多面体空洞构成的结论，情况如表 11.10-3。

表 11.10-3　各类 Bernal 理想空洞尺寸及其在无规密堆中所占比例

多面体的空洞类型	中心到角顶的最小距离/球径	出现频度/%	体积分数/%
1）阿基米德反三角棱柱	0.82	0.4	2.1
2）三角棱柱	0.76	3.2	7.8
3）四角十二面体	0.62	3.1	14.8
4）四面体	0.61	73.0	48.4
5）八面体（通常为本八面体）	0.71	20.3	26.9



微观结构的特点决定了非晶态金属的宏观性能不同于通常的晶态金属，几个主要性能差别如下：

1）磁性 由于非晶态合金的短程序和存在局域结构涨落，影响了过渡金属原子磁矩大小和交换作用强弱；非晶态稀土合金出现了复杂磁结构；长短无序决定着合金的各向同性，因而可以重点考虑，使 $\lambda_s \approx 0$ 就必然获得性能优异的非晶态软磁合金。

2）电性 电阻是材料电子输运的重要现象之一。晶态金属电阻理论主要是 Bloch 电导理论、晶体能带理论可以解释其一系列的电阻变化规律。但是，非晶态合金不具有周期性的晶格点阵，因而使得以上理论原则上不适用。实验结果是，非晶态合金具有高电阻率和低电阻温度系数，有些具有负的电阻温度系数，这在理论上和实用上均有研究价值。

3）力学性能 晶态金属的强度和延展性一般是相互矛盾的，有些非晶态金属兼备高强度和高延展性，其强度比任何晶态金属均高，可接近理论值。在变形时，可能没有加工硬化现象。

4）化学性能 目前研究多集中在耐腐蚀性和催化特性等方面。已研究出的铁基非晶态合金 $Fe_{72}Cr_8P_{13}C_7$ 的腐蚀试验表明，耐腐蚀性远优于晶态不锈钢。有些合金，催化性能远优于晶态合金。

1.4 分类和应用

非晶微晶金属，可以按照其基本特性分为（如国标）：快淬软磁合金；快淬永磁合金；快淬弹性合金；快淬膨胀合金；快淬电阻合金；快淬可焊合金；快淬耐蚀耐热合金等。

如果按其基体成分分类，也可分为：铁基合金，钴基合金，镍基合金，铁钴基合金，铁镍基合金，钴镍基合金，铜基合金等。

在众多文献中，有时根据组成元素分为金属－类金属型和金属－金属型快淬合金等。

在一些会议和论文中，也常按照结晶情况区分为：非晶态合金，纳米晶合金，微晶合金等。

有些场合，习惯用非晶态合金的形态称呼为：非晶带、非晶粉末、非晶丝、非晶薄膜等。

非晶微晶合金已经初步形成产业并正在扩大应用。至今，已有约百万台非晶配电变压器在运行（主要在美国）。日本已建立许多个非晶态元器件厂，产品广泛应用于电子工业。中国生产的非晶微晶合金，已成功地应用于多种电子器件和中高频变压器，也用于钎焊和制做结构材料等。实践已证明，非晶微晶合金在使用条件下是稳定可靠的，应用前途已经可以肯定，在多种领域中应用是有竞争能力的。非晶微晶合金的应用范围如图 11.10-1 所示。

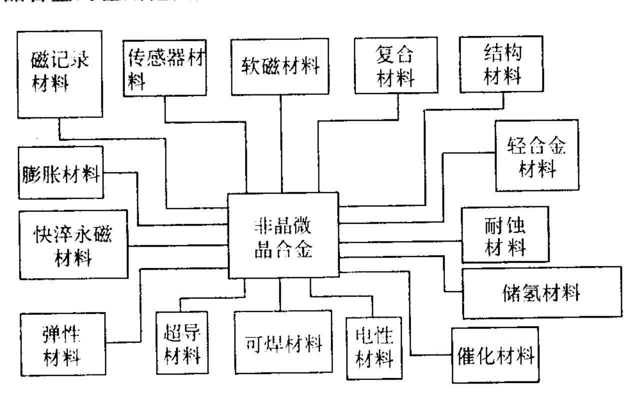


图 11.10-1 非晶微晶合金的应用范围

鉴于分类的不同方法、材料、工艺及应用的交叉性，本章重点论述非晶态软磁合金，非晶态钎焊料及微晶合金。

2 非晶态软磁合金

2.1 非晶态合金的结构及其形成

非晶态材料的微观结构包括原子结构和电子结构。目前研究以原子结构为主。非晶态材料是一大类刚性固体，具有与晶态物质可相比拟的高硬度和高黏滞系数。其中原子、分子或它们的集合体的空间排列不具有周期性和平移对称性，即不具有长程序，只在小于几个原子间距的小区间（约1～1.5 nm）内保持着形貌和组分的某些有序特征，具有短程序。

非晶态材料在微观结构上具有以下基本特征：①只存在小区间内的短程序，在近邻或次近邻原子间键和（例如配位数、原子间距、键角、键长）具有一定的规律性，而没有任何长程序。②它的衍射花样是由较宽的晕和弥散的环组成，没有表征结晶态的任何斑点和条纹。在电子显微镜下看不到晶粒间界、晶格缺陷等形成的衍衬反差。③当温度连续升高时，在某个很窄的温区内，会发生明显的结构相变（晶化），是一类亚稳态材料。

一般合金的熔融液体在凝固时由于晶核的形成和长大，最后获得晶态固体。如果冷却速度超过某一临界速度（R_c），晶核来不及形成和长大，就可得到非晶态的固体。以上过程如图 11.10-2 所示。

表 11.10-4 列出纯金属和合金形成非晶态所需的临界冷却速度。可知，纯金属要获得非晶态需要较高的冷却速度。另外，实测值往往比理论计算值要高。

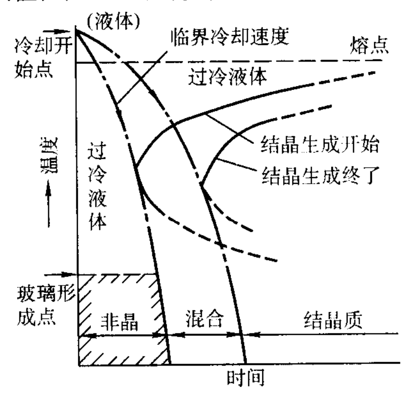


图 11.10-2 形成非晶态所需要的冷却速度

表 11.10-4 形成非晶态的临界冷却速度（R_c）

组成（摩尔分数）/%	临界冷却速度/$K \cdot s^{-1}$	
	实测值	计算值
Ni	—	$10^{10.5}$
Ge	—	$10^{5.7}$
$Pd_{82}Si_{18}$	$10^{4.7}$	$10^{3.3}$
$Pd_{78}S_{16}Cu_6$	$10^{2.8}$	$10^{2.5}$
$Ni_{40}Pd_{40}P_{20}$	$10^{2.3}$	$10^{2.1}$
$Fe_{80}P_{20}$	$10^{4.9}$	—
$Fe_{91}B_9$	—	2.6×10^7
$Fe_{89}B_{11}$	—	3×10^7
$Fe_{80}B_{20}$	$10^{5.4}$	—
$Fe_{83}B_{17}$	10^6	10^6
$Fe_{80}P_{13}C_7$	$10^{4.8}$	$10^{4.4}$



续表 11.10-4

组成（摩尔分数）/%	临界冷却速度/$K \cdot s^{-1}$	
	实测值	计算值
$Fe_{80}P_{13}B_7$	$10^{5.5}$	—
$Fe_{80}B_{13}P_7$	$10^{4.9}$	—
$Fe_{79}Si_{10}B_{11}$	—	$10^{5.3}$
$Ni_{75}Si_8B_{17}$	—	$10^{5.0}$
$Co_{75}Si_{15}B_{10}$	—	$10^{5.5}$
$Fe_{41.5}Ni_{41.5}B_{17}$	—	3.5×10^5
$Fe_{60}Ni_{15}P_{25}$	—	4×10^3
$Fe_{40}Ni_{40}P_{14}B_6$	8×10^3	—
$Ni_{62.4}Nd_{37.6}$	—	1.4×10^3

近年来又发现在一些 Zr 基、Mg 基、Ln（稀土）基、Pd 基，甚至 Fe 基多元合金中 $R_c \ll 10^3$ K/s，最小可达 10^{-1} K/s。低的 R_c 意味着该合金具有强的非晶形成能力（GFA），这是获得大块非晶（BMG）的首要条件。

目前普遍采用的单辊快淬法是熔体旋辊急冷法之一，它的冷却速度可达 $10^5 \sim 10^6$ K/s，在这种冷速下不同材料可形成非晶态带材的最大厚度（临界厚度）各不相同。因此，也可以用临界厚度来量度各材料的非晶态形成能力（GFA），临界厚度愈厚，GFA 愈强。

图 11.10-3 是 Fe 基合金的 GFA（用临界厚度表示）与类金属元素含量的关系。图 11.10-4 ~ 图 11.10-6 是 FeSiB 系、CoSiB 系和 NiSiB 系合金的临界厚度（μm）、结构状态与类金属元素（Si、B）含量的关系。对于 Fe 基合金而言，类金属元素的非晶形成能力是：B > P > C > Si。

材料的非晶态形成能力和化学组成、热力学性质以及其他众多因素相关联，通常采用半经验判据来表征非晶态形成能力。例如：①深共晶成分判据；愈靠近深共晶成分，愈容易形成非晶态。②约化玻璃温度 T_{rg}（玻璃转变温度 T_g 和熔化温度 T_m 之比 T_g/T_m）判据；T_{rg} 愈大，非晶态形成能力愈强。通常 T_{rg} 约在 2/3 时为容易非晶化的范畴，T_{rg} 约为 1/2 时只在一窄的温区形成非晶态，而 $T_{rg} \ll 1/2$ 时则很难形成非晶态。③$\Delta T/T_1^0$（ΔT 为液相线温度 T_1 偏离理想液相线温度 T_1^0 的偏离量）判据；ΔT 为大的正值（约 +0.4）时，容易非晶化。④相异原子的负混合焓 ΔH_m 判据；负的 ΔH_m 值愈大，非晶态形成能力愈强。⑤相异原子的电负性差判据；相差越大，非晶态形成能力愈强。⑥二元合金两组元原子直径差判据；相差大于 12% ~ 15%，则容易非晶化。⑦两主元素在周期表中的族数差 Δn 判据；$\Delta n > 4 \sim 5$，则容易非晶化。⑧过冷液相区 ΔT_x 判据；ΔT_x 为晶化温度 T_x 与玻璃转变温度 T_g 之差。ΔT_x 愈大，GFA 越强。

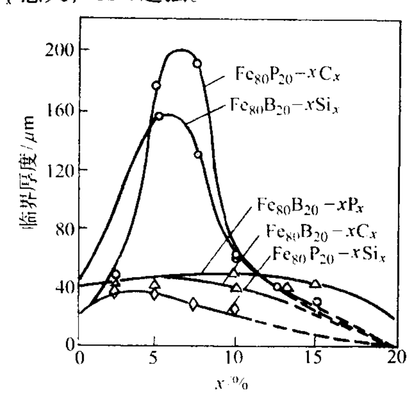


图 11.10-3 Fe 基三元合金的非晶形成能力（用临界厚度表示）与类金属元素含量的关系

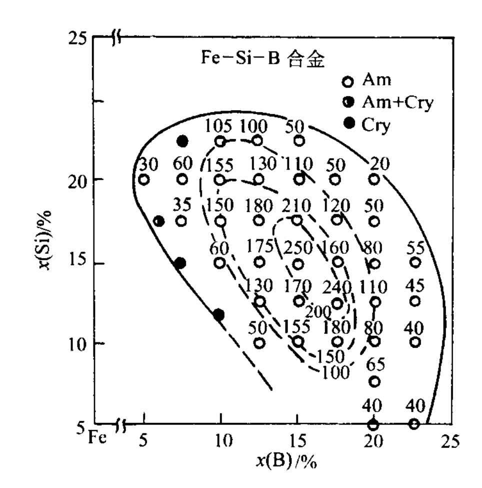


图 11.10-4 FeSiB 系的临界厚度

（数字表示，单位为 μm，实线为 20 μm 带厚的成分边界）

Am—非晶态；Cry—晶态

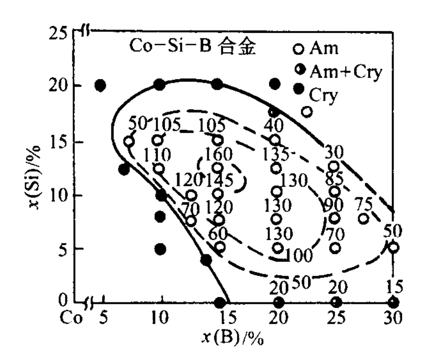


图 11.10-5 CoSiB 三元合金的临界厚度

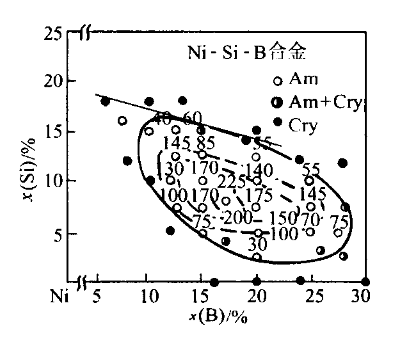


图 11.10-6 NiSiB 三元合金的临界厚度

2.2 非晶态软磁合金的成分、分类及特点

非晶合金按主要化学成分分为过渡金属 - 类金属系（TM - M）、稀土过渡金属系（RE - TM）、过渡金属 - 金属系（TM - Me）3 类。第一类中，铁（Fe）、钴（Co）、镍（Ni）等磁性原子一般占 70% ~ 84%（摩尔分数），类金属硼（B）、硅（Si）、碳（C）、磷（P）等占 16% ~ 30%（摩尔分数）。第二类常具有低的饱和磁化强度和很强的各向异性，例如作为磁泡材料的钆钴（Gd - Co）薄膜。第三类通常含有过渡金属元素铁、钴、镍等约 90%（摩尔分数），而金属元素锆（Zr）、铪（Hf）等只占约 10%（摩尔分数）。添加 B、Si 等元素，可扩大非晶态形成范围和改善磁性，添加 Cr、V、Mo 等金属，可获得 λ_s 趋近于零的合金。这类合金具有和 TM - M 合金相似的磁性能。例如 $Fe_{81}C_{09}Zr_{10}$ 合金的 B_S = 1.2 T，H_c = 2.6 A/m，μ_m = 300 000，$\lambda_s = 11 \times 10^{-6}$，$\rho$ = 16 $\mu\Omega \cdot$cm；$Co_{79}Cr_{10.6}Zr_{10.4}$ 合金的 B_S = 0.67 T，H_c = 0.76 A/m，



μ_e =（0.8 A/m，1 kHz）38 000，$\rho = 125\ \mu\Omega\cdot cm$，$\lambda_s \to 0$。预期将和 TM－M 系合金有相似的应用。

在这三类合金中，研究最多并获得生产应用的仅为第一种，后两类尚在研究开发中。

在第一类 TM－M 系软磁合金中，按 Fe、Co、Ni 成分的多少，常分为非晶态铁基软磁合金（Fe > 65%（摩尔分数）），非晶态钴基软磁合金（Co≥50%（摩尔分数）），非晶态铁镍基软磁合金（Fe + Ni≥65%（摩尔分数））等。

在多种金属磁性原子中，以铁的原子磁矩最大，钴和镍次之。这 3 种元素是构成铁磁性的基本成分。锰（Mn）、铬（Cr）、钒（V）等原子的磁矩则与铁反平行。整个合金系统的平均饱和磁矩随金属原子外壳层电子浓度 N 的变化，在形状和斜率上与 $N > 8$ 时的斯莱特－泡令（Slater-Pauling）曲线相似（见图 11.10-7）。由于类金属的加人，非晶态磁性原子的磁矩比同成分晶态小。研究表明：相对于晶态合金，铁原子磁矩从 $2.2\mu_b$ 降到 $2.0\mu_b$，钴原子磁矩从 $1.7\mu_b$ 降到 $1.0 \sim 1.5\mu_b$，镍原子磁矩从 $0.6\mu_b$ 降到 0。这是由于类金属原子的自由电子填充到过渡元素的未满 3 d 原子壳层以及单位体积中具有磁矩的原子数目减少之故。

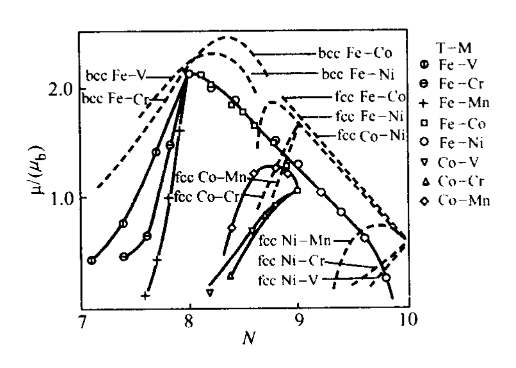


图 11.10-7　3d 过渡金属（$T_{1-x}M_x$）$_{80}B_{10}P_{10}$ 系磁性非晶态合金（实线）平均饱和磁矩与外层壳电子浓度 N 的关系（虚线为晶态合金）

由于非晶态合金的磁矩比晶态的小，饱和磁感应强度（B_s）也就小，图 11.10-8 列出（FeCoNi）$_{78}$Si$_8$B$_{14}$ 系合金的 B_s 值。Fe 基非晶态合金的 B_s 很难达到 1.8T 以上。

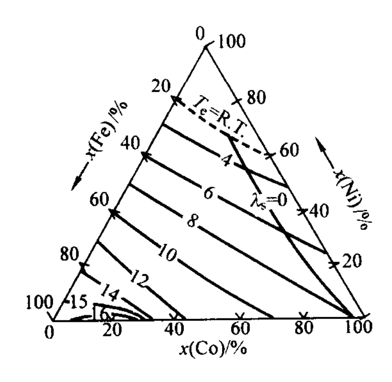


图 11.10-8　（FeCoNi）$_{78}$Si$_8$B$_{14}$ 系合金的 B_s 值

非晶态合金的居里温度（T_c）一般比晶态合金低 100～200℃以上，这是因为类金属元素的存在使过渡金属原子间的交换作用减弱之故。图 11.10-9 为（$T_{1-x}M_x$）$_{80}B_{10}P_{10}$ 系合金的 T_c（实线）与晶态合金（虚线）的对比。图 11.10-10 为（FeCoNi）$_{78}$Si$_8$B$_{14}$ 系合金的 T_c，表现了与晶态合金不同的行为。在 Ni 角，T_c = 0℃，变为顺磁性。

众所周知，T_c 的高低影响合金的使用温度。对大多数应用而言，T_c 若达 250～450℃就已可满足要求了。但对非晶合金，使用温度不仅取决于 T_c，还与晶化温度 T_x 有关。

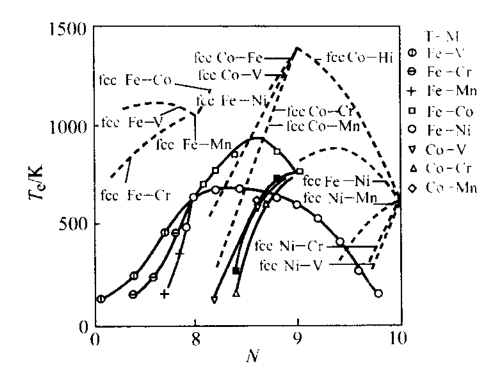


图 11.10-9　（$T_{1-x}M_x$）$_{80}B_{10}P_{10}$ 系合金的居里温度（T_c）（实线）与晶态合金（虚线）的对比

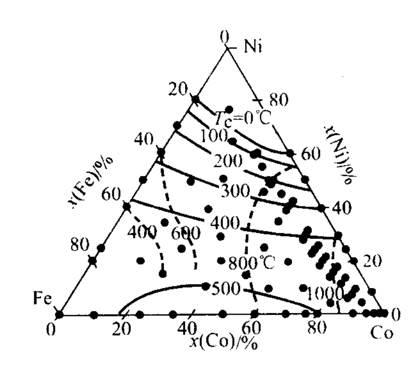


图 11.10-10　（FeCoNi）$_{78}$Si$_8$B$_{14}$ 系合金的居里温度（T_c）（虚线为晶态合金）

晶化温度 T_x 是一项非晶合金所特有的重要性能。图 11.10-11 示出几种非晶合金类金属元素的种类和含量对 T_x 的影响，其中以 FeSiB、CoSiB 系合金的 T_x 为最高。当类金属元素含量增加时，T_x 也增加。此外，合金元素也可改变 T_x。图 11.10-12 和图 11.10-13 为 FeSiB 和 CoSiB 合金添加各种合金元素后 T_x 的变化。在 FeSiB 合金中加 Ni、Mn 使 T_x 下降，加 Ta、Zr、V、Nb 等 T_x 增加。在 CoSiB 合金中加 Ni 使 T_x 下降，加 Ta、Ti、V、Nb 等使 T_x 增加。

晶化温度（T_x）不仅影响使用温度，也影响退化温度 T_a 的选择。对非晶，T_a 应低于 T_x。此外，T_x 与玻璃转变温度 T_g 之差（ΔT_x），也是非晶形成能力（GFA）大小的判据，ΔT_x 越大，GFA 越强。

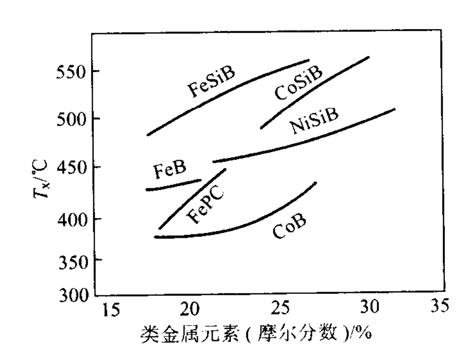


图 11.10-11　几种非晶态合金的晶化温度 T_x 与类金属元素含量的关系

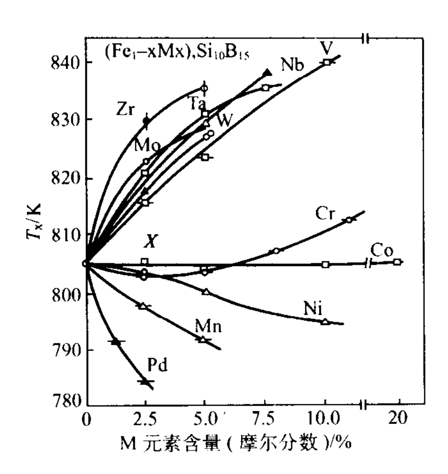


图 11.10-12　合金元素对 FeSiB 系合金 T_x 的影响

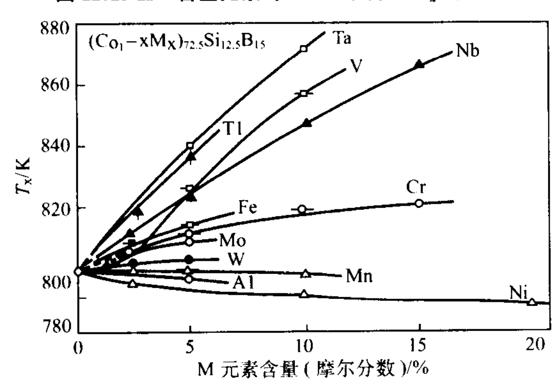


图 11.10-13　合金元素对 CoSiB 系合金 T_x 的影响

非晶态合金在热力学上属于亚稳态，在低于 T_g 或 T_x 时，其物性可能会有变化，即结构驰豫现象。因此性能的温度稳定性和时间稳定性研究很重要。一般温度稳定性常用温度系数表示，时间稳定性常以时效结果来分析。作为产品销售和应用时，都做过稳定性试验，是可以长年稳定使用的。

在非晶态合金中没有晶粒也就不存在磁晶各向异性（K_1），如果使磁致伸缩系数（λ_S）趋于零，则可获得很高的磁导率，成为优良的软磁材料。因此，了解成分与磁致伸缩系数之间的关系十分重要。$(FeNiCo)_{78}Si_8B_{14}$ 系多元非晶合金的 λ_S 如图 11.10-14 上所示，可清楚看出：

1）Fe 基合金（Fe 角处）λ_s 值为正且较大。

2）Co 基合金（Co 角处）λ_s 值可趋于零。

3）Ni 基合金（Ni 角处）Ni 高于 80%（摩尔分数）的合金为顺磁性物质。

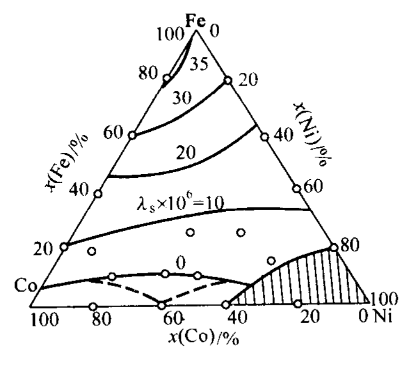


图 11.10-14　$(FeNiCo)_{78}Si_8B_{14}$ 合金饱和磁致伸缩和成分的关系
（虚线为晶态合金 $\lambda_s=0$ 的线，阴影区为顺磁性成分区）

4）在 Fe－Ni 边的 Ni_3Fe 坡莫合金成分处，非晶态合金没有出现 λ_s 趋于零的现象；FeNi 系非晶合金的 λ_s 一般比 Fe 基非晶的要小。

5）在 Co－Ni 边，非晶态合金的 λ_s 值均不为零，而晶态合金在 Co/Ni = 6/4 处 λ_s 趋于零。

6）在 Fe－Co 边，当 Fe 和 Co 之比近于 5/95 时，无论是晶态还是非晶态合金的 λ_s 都趋于零。

与晶态合金一样，影响非晶态合金 λ_s 值的主要因素是成分，包括过渡族元素、合金元素及类金属元素的种类和含量。

图 11.10-15 为非晶 $(FeCoM)_{78}Si_8B_{14}$ 合金系的零磁致伸缩线（M = Ni、W、Cr、Nb、Mo、V、Ta、Mn 等元素）。

λ_s 与成分的相互关系以及合金的非晶形成能力（如图 11.10-3～图 11.10-6），是各类非晶软磁合金成分设计的基础。

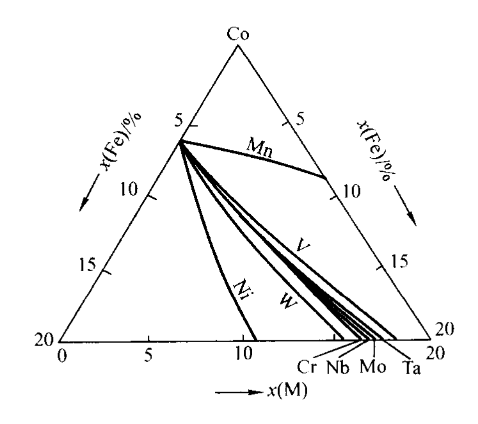


图 11.10-15　非晶 $(FeCoM)_{78}Si_8B_{14}$ 合金系的零磁致伸缩线

除以上特点外，非晶态合金由于没有长程有序对称性，没有晶界和晶体缺陷，故电阻率（ρ）高，可比同类晶态合金大 2～3 倍，抗拉强度和硬度高，有些合金更具有优良的耐腐蚀性能。

不论非晶态或是晶态材料，要获得好的磁性，均需进行热处理。特别是结构灵敏参量，例如磁导率（μ）、矫顽力（H_c）、矩形比（B_r/B_s）、铁芯损耗（P）等，都直接受热处理制度和工艺控制。不同的材料，常按使用要求采用不同的热处理工艺。与晶态坡莫合金一样，对于高矩形比（Z 形回线）或沿铁芯卷绕方向单方向磁化的合金，多用纵向磁场退火。要求低剩磁（B_r）恒定磁导率（F 形回线）的合金，包括单极性脉冲变压器和电感用材等，常须横向磁场退火。对于有高起始磁导率的普通 R 形回线的合金，则用不加外磁场的一般退火。与晶态合金所不同的是非晶态合金的退火温度（T_a）必须低于晶化温度（T_x），一般不超过 500℃，这对降低合金的生产成本，简化热处理设备非常有利。当 T_a 超过 T_x，合金晶化并产生大晶粒则对磁性不利。但是对 Fe 基非晶合金而言，若在非晶基体中产生弥散细小的 α－Fe（M）晶粒或者其尺寸小到纳米级，则对细化磁畴降低高频损耗或获得磁性优良的纳米晶软磁材料是有利的。

非晶态软磁合金的退火目的的是为了消除急冷薄带中的内应力（一般退火）或形成单轴磁各向异性（磁场热处理）。合金的成分不同，最佳退火温度和时间也不同。退火保温后的冷却速度也影响磁性。通常具有零磁致伸缩（$\lambda_s \to 0$）的钴基合金常用水淬法处理，以抑制热磁各向异性（K_u）的影响。

一般非晶态软磁合金（包括铁基、铁镍基、钴基合金）

的 T_x 都高于 T_c（居里温度），退火工艺的制订可参阅图 11.10-16，但在某些高 B_s（≥1.0T）Co 基非晶合金中，其 $T_c>T_x$，为了减少 K_u 的影响，可采用特殊的退火方法：例如快速退火、垂直或旋转磁场退火、复合磁场退火或加应力退火。

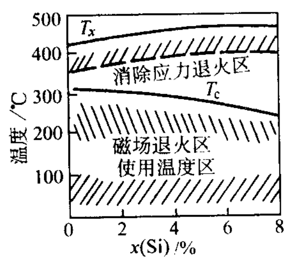


图 11.10-16　$Fe_{39}Ni_{39}Mo_4Si_xB_{18-x}$合金的特征温度区

非晶态软磁合金退火时须在氮或氢气保护下进行，但当合金中铬含量高，退火温度又低时，也可在空气中进行。

2.3　铁基非晶态软磁合金及其应用

铁基非晶态合金是在 $Fe_{80}B_{20}$ 的基础上发展起来的。曾出现多种成分和牌号，例如铁硼（Fe－B），铁硼碳（Fe－B－C），铁硅硼（Fe－Si－B），铁硅硼碳（Fe－Si－B－C），铁钴硅硼（Fe－Co－Si－B）等合金系列，但常用的基本是 Fe－Si－B 合金系列，包括添加某些有益金属元素，例如钼（Mo）、镍（Ni）等。Fe 基非晶态合金的基本成分是：Fe80%（摩尔分数）左右，Si、B、C 等合计 20%（摩尔分数）左右。由于铁原子在过渡金属中原子磁矩最高，所以要想获得高的饱和磁化强度 M_s 值，必须选取成分在相图的富铁区。类金属元素 Si、B、C 和某些添加金属元素，一般均使磁化强度降低。研究表明，各成分对 Ms 降低的规律是 P＞Ge＞Si＞B＞C。由此可知类金属元素用 B、C、Si 较有利。图 11.10-17 和图 11.10-18 为这些类金属元素对磁性的影响。综合分析可知，当铁含量为 Fe80%～82%，（摩尔分数）（Si、B、C）含量≤20%（摩尔分数）时，合金有最高的饱和磁化强度，例如 $Fe_{81}B_{13}C_6$ 的 $B_s=1.69T$（$\sigma_s=182$ emu/g），$Fe_{81}B_{13}Si_6$ 的 $B_s=1.67T$、$Fe_{81}B_{13}Si_{14}C_2$ 的 $B_S=1.68T$。此外 $Fe_{78-80}Si_{9-10}B_{11-13}$，$Fe_{78-81}Si_{3-6}B_{13-15}C_{1-2.5}$ 的合金有最好的软磁性（H_c 小，μ_m 高，损耗小）。这些合金的成分范围也是易形成非晶态合金的成分范围（见图 11.10-4）。这些研究正是铁基非晶合金商品牌号成分设计的基础。

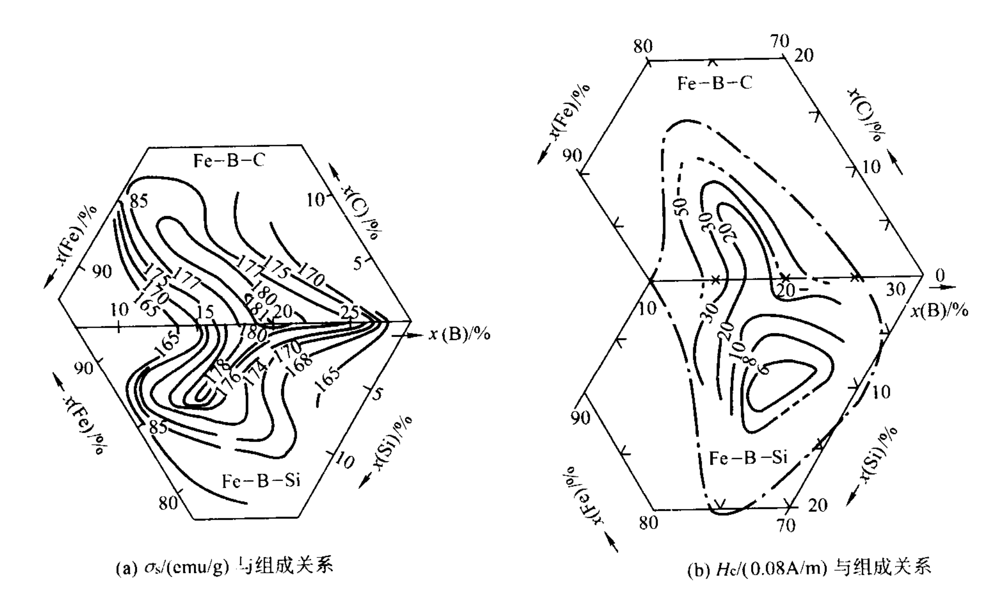


图 11.10-17　FeBC 和 FeBSi 三元系非晶合金的饱和磁化强度
（a）和矫顽力；（b）与组成关系

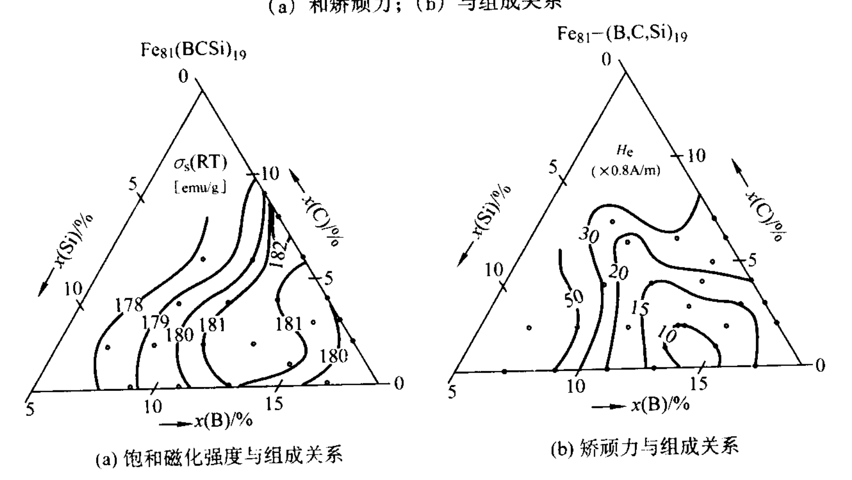


图 11.10-18　Fe_{81}（BSiC）$_{19}$四元非晶合金的饱和磁化强度（a）和矫顽力（b）与组成关系



铁基非晶合金由于 B_s 高，损耗小，价格便宜，适宜于做功率器件。表 11.10-5 列出国内外用于低频功率铁芯的合金性能。表 11.10-6（a）（b）列出了矩形回线和低 B_r 扁平回线合金的性能，表 11.10-7 列出适宜于高频应用的合金性能。

美国牌号 Metglas2605SC（1979 年推出），2605S－2（1981 年推出）都具有比取向硅钢（M－4）低得多的损耗（见图 11.10-19），因此很适宜于制造高效节能的配电变压器铁芯。1991 年用 2605TCA 替代 2605S－2，二者性能区别不大，但 TCA 的应用更广。1997 年又推出 2605SA－1，由于 Fe 含量增加使 B_s 也高了（见表 11.10-5），用于制造配电变压器铁芯时，工作磁感也由原来的 1.4T 增加为 1.45T，其纵向磁场热处理的阻抗磁导率 μ_z 随频率变化见图 11.10-20。图 11.10-21（a）给出了 SA－1 合金的损耗曲线，图 11.10-21（b）为该合金做成 C 型铁芯（Powerlite）的损耗曲线，并与 C 形取向硅钢铁芯进行了对比。

图 11.10-22 给出了退火温度对 SA－1 合金损耗和激磁功率的影响。为了提高变压器的工作磁感（B_m），减小铁芯体积，应采用使激磁功率最小的退火温度。图 11.10-23 给出了 SA－1 和 S－2 合金的激磁功率与 B_m 的关系，显然 SA－1 要优于 S－2，B_m 可达 1.45T。

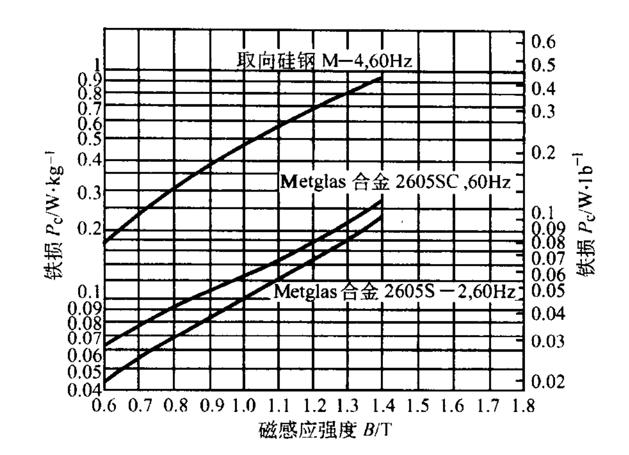


图 11.10-19 取向硅钢（M－4）与铁基非晶合金（Metglas2605SC、2605S－2）在 60 Hz 下的损耗比较

我国牌号 1K101 合金的磁性能基本与 2605SA－1 相近。

表 11.10-5 国内外低频功率变压器铁芯用 Fe 基非晶合金性能

国家	牌号	成分（摩尔分数）/%	B_s/T	μ_m	H_c /A·m^{-1}	损耗/W·kg^{-1}	λ_s/10^{-6}	T_C /℃	T_x /℃	ρ/μΩ·cm
美国	Metglas 2605S—2	$Fe_{78}Si_9B_{13}$	1.56	600 000		$P_{1.4/60}$约 0.25	27	415	550	130
	Metglas 2605TCA		1.56	600 000		$P_{1.4/60}$约 0.25	27	415	550	137
	Metglas 2605SA-1	$Fe_{80}Si_9B_{11}$	1.59	600 000		$P_{1.4/60}$约 0.20	27	392	507	130
	Metglas 2605Co	$Fe_{67}Co_{18}B_{14}Si_1$	1.80	400 000		$P_{1.6/400}$ < 8	35	415	430	123
	Metglas 2605SC	$Fe_{81}B_{13.5}Si_{3.5}C_2$	1.61	300 000		$P_{1.4/60}$约 0.30	30	370	480	135
日本	ACO—DM	Fe 基非晶	1.50	3 100①	4.20	$P_{0.2/100\,k}$ ~ 278		420	445	
德国	Vitrovac 7505	$Fe_{76}(SiB)_{24}$	1.45	> 100 000②	4		24	430	540	130
	Vitrovac 7600	$(FeCo)_{83}(SiB)_{17}$	1.75				35	415	430	123
中国	1K101	$Fe_{78}Si_9B_{13}$	1.58	450 000	4	$P_{1.0/400}$约 1.1 $P_{1.3/50}$ ≤0.1 $P_{1.2/400}$约 1.6 $P_{0.35/10\,k}$约 1.8 $P_{1.27/400}$约 2.5③ $P_{1.0/1\,k}$约 4.0		390	485	130
	1K102	$Fe_{80.1}B_{13.6}Si_{5.3}C_1$	1.58	170 000	4.32	$P_{1.0/400}$约 0.90		420	490	
		$Fe_{79}Si_7B_{12}C_2$	1.60	227 000	3.2	$P_{1.2/400}$约 1.74 $P_{1.2/400}$约 2.15③				
	1K103	$Fe_{72}Ni_8Si_5B_{15}$	1.4	600 000	1.44	$P_{1.0/60}$约 0.064 $P_{1.0/400}$约 0.94		435	450	
	1K105	$Fe_{75}Mo_3Si_8B_{14}$	1.36		1.28	$P_{1.0/50}$约 0.073 $P_{1.0/400}$约 0.9 $P_{1.0/400}$约 1.08③ $P_{0.2/20\,k}$约 8		312	550	

① 100 kHz 下测得的初始磁导率值。
② 为 50 Hz 下性能，其他均为直流性能。
③ 矩形铁芯性能，其他为环形铁芯性能。



表 11.10-6a　矩形回线的 Fe 基非晶合金性能（环形铁芯）

牌号和组成（摩尔分子数）/%	B_s/T	μ_m	H_c /A·m^{-1}	B_r/B_m	损耗/W·kg^{-1}	双极脉冲磁性		
						ΔB/T	$\tau/\mu s$	μ_p②
Metglas 2605Co	1.80		3	0.94				
Vitrovac 7505Z	1.45	160 000①	3	0.85	$P_{0.3/100\,k}$约 850			
Vitrovac 7600Z	1.75		8	0.90		3.3		
1K101J（$Fe_{80}Si_4B_{16}$）	1.58		6.8	0.92	$P_{1.0/400}$约 1.73 $P_{0.35/10\,k}$≤20	1.5 2.0	3 3	13 700③ 12 600④
1K102J（$Fe_{79}Si_{3.5}B_{15.5}C_2$）	1.61	310 000	2.4	0.93	$P_{1.0/400}$约 1.25 $P_{0.3/8\,k}$约 7.2	1.5 2.0	3 3	10 000⑤ 9 000
1K103J（$Fe_{72}Ni_9Si_3B_{14}C_2$）	1.53	410 000	2.08	0.99	$P_{1.0/400}$约 2.27			

① 50 Hz 下的最大磁导率，其他为直流最大磁导率。
② 测量频率为 0.3～1 kHz。
③ 矩形铁芯的 μ_p = 5 600～7 800（比环形铁芯差）。
④ 矩形铁芯的 μ_p = 4 000～6 300（比环形铁芯差）。
⑤ 矩形铁芯的 μ_p = 6 500～8 500（比环形铁芯差）。

表 11.10-6b　低 B_r 扁平回线铁基非晶合金性能

牌号和组成（摩尔分数）/%	B_s/T	B_r/B_m	H_c /A·m^{-1}	损耗/W·kg^{-1}	$\mu_{0.4\,A/m}$（50 Hz）	单极脉冲磁性		
						ΔB/T	$\tau/\mu s$	μ_P
Microlite XP 铁芯（Metglas 2605 SA—1）	1.56			$P_{0.1/25\,k}$≤8 $P_{0.1/100\,k}$＜70	250～280③			
Vitrovac 7505F［Fe_{76}（SiB）$_{24}$］	1.45	0.1	4	$P_{0.2/20\,k}$约 6 $P_{0.3/100\,k}$约 150	6 500～8 000	1.1		4 000～8 000①
1K102H（$Fe_{77.5}Si_{3.5}B_{17}C_2$）	1.60	≤0.2	4	$P_{1.0/400}$约 0.6 $P_{0.35/10\,k}$≤1.3 $P_{0.1/20\,k}$约 2 $P_{0.5/20\,k}$约 33～50	250～1 200④	0.6 0.9	3 3	4 200～4 800 2 800～3 300
1K102H（$Fe_{77.5}Si_{3.5}B_{17}C_2$）②	1.57		5.6	$P_{0.1/20\,k}$ = 4		0.6 0.9	3 3	2 500～2 750 1 500～1 650

① 此值为最大的 μ_p 值，取决于脉宽。
② 矩形铁芯的性能（比环形铁芯低）。
③ 该磁导率在 B≤0.15T 或 f≤50 KHz，基本不变。
④ 此值为采用部分晶化的热处理工艺获得的磁导率，可在 0～3 200 A/m 磁场内恒定不变，其损耗 $P_{0.05/2\,k}$＜0.5 W/kg，$P_{0.1/20\,k}$≤3 W/Kg。

表 11.10-7　高频应用的铁基非晶合金性能

牌号和组成（摩尔分数）/%	带厚 /mm	μ_m	H_c /A·m^{-1}	B_s /T	损耗 /W·kg^{-1}	ρ /$\mu\Omega$·cm	T_c /℃	T_x /℃
Metglas 2605S3A（$Fe_{77}Cr_2Si_5B_{16}$）	0.025	35 000	4.8	1.41	$P_{0.5/25\,k}$约 65 $P_{0.1/50\,k}$约 7 $P_{0.2/100\,k}$约 85	138	358	535
1K102（$Fe_{78}Si_4B_{16}C_2$）	0.03	356 000	2	1.56	$P_{0.5/20\,k}$约 17.2 $P_{0.1/50\,k}$约 2.78		420	490
1K105（$Fe_{75}Mo_3Si_8B_{14}$）	0.03		1.2	1.36	$P_{0.2/20\,k}$约 6～7 $P_{0.1/50\,k}$约 5 $P_{0.2/20\,k}$约 14.4①		310	550
$Fe_{64}Ni_{10}Cr_4Si_8B_{14}$	0.03			1.13	$P_{0.5/20\,k}$约 32.6 $P_{0.1/20\,k}$约 4.4 $P_{0.2/100\,k}$约 65.4			

① 矩形铁芯的损耗（比环形铁芯差）。



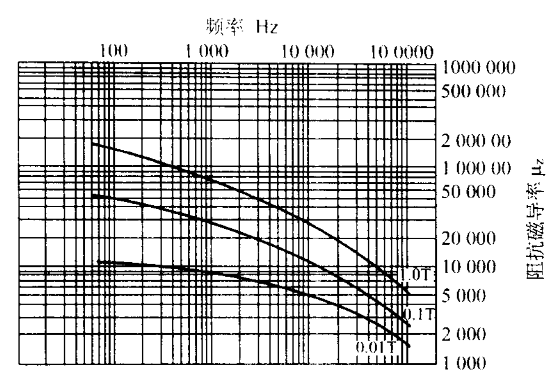


图 11.10-20 纵向磁场热处理 Metglas2605 SA－1 的阻抗磁导率 μ_z 随频率的变化

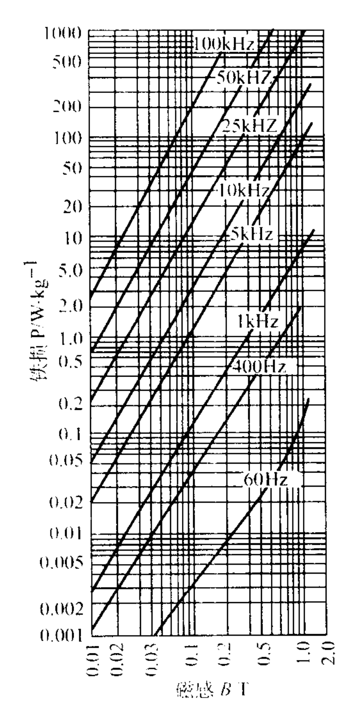


图 11.10-21（a） Metglas2605SA－1（我国类似牌号 1K101）的损耗曲线

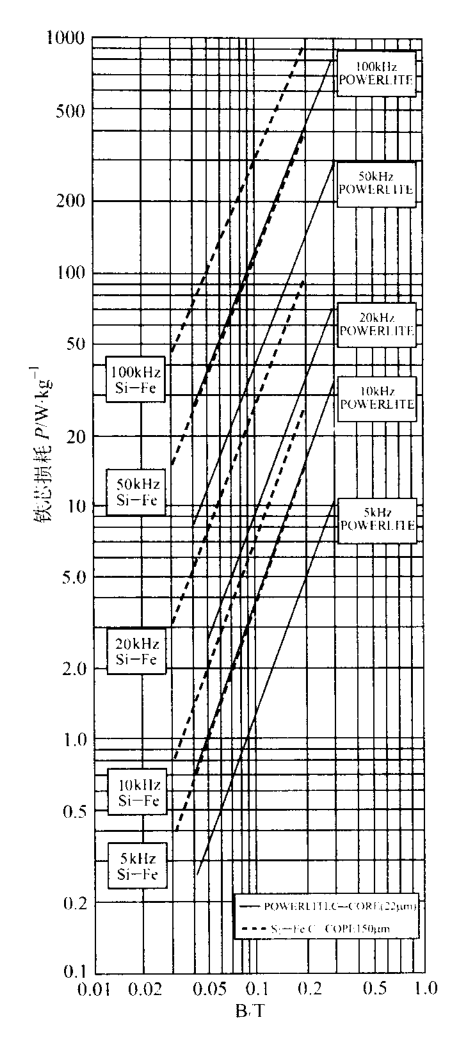


图 11.10-21（b） 260 5SA－1 合金 C 形铁芯（PowerLite）带厚 2.2 μm 的损耗曲线并与取向 SiFeC 形铁芯（带厚 50 μm）的比较

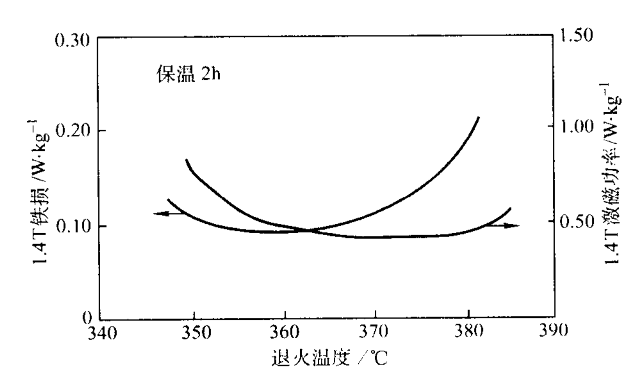


图 11.10-22 2605 SA－1（我国牌号 1K101）条带样品的 1.4 T 铁损和激磁功率随退火温度的变化曲线

美国牌号 Metglas 2605Co（德国牌号 Vitrovac7600 与其相似）和 2605SC（相当于我国的 1K102）都具有较高的 B_S 值，且在纵向磁场退火后都可获得高的矩形比，可用于双极脉冲变压器（见表 11.10-4）。2605Co 的 B_S 达 1.8T，$P_{1.6/400} \leq$ 10 W/kg，比 0.1 mm 厚取向薄硅钢低一半（见图 11.10-24），适宜做机载小型电源变压器铁芯。

图 11.10-25 给出了 2605SC（相当于 1K102）的磁导率和损耗曲线。

我国的具有矩形回线合金是 1K101J、JK102J、1K103J，表 11.10-6 中给出了它们的双极脉冲磁性。

在 F 形回线的合金中德国的 Vitmvac7505F 在高频下的损耗很小（表 11.10-6）。我国的 1K102H 与其相似，图 11.10-26 示出 Vitrovac7505F 的损耗曲线。利用不同工艺，也可使 2605SA－1 合金获得低 B_r 特性（MicroLite 铁芯）。

Metglas2605S3A合金在高频下（＞1 kHz）具有较小的损耗，在工作温度较高时，B_m 值的下降很小，而且利用不同的退火工艺可以使其获得在低频或在高频领域中高的磁导率。含 Cr 使抗氧化性提高，图 11.10-27 给出了该合金的磁导率和损耗曲线，我国的 1K105 性能与其相似（见表 11.10-7）。

无论是那一种回线的合金，环形铁芯性能最好，当做成矩形铁芯时磁性能就要下降，损耗增加（见表 11.10-5、6、7），这是因为 Fe 基非晶合金的 λ_s 较大，退火温度一般又不高于 400℃，故内应力对磁性影响较大。

Fe 基非晶合金在电力和电子技术方面有广泛应用，例如制造工频配电变压器，电源变压器，中频变压器，脉冲变压器等的铁芯材料，各类电感、电抗器、逆变式电源等。

用途不同，性能要求也不同。Fe 基非晶合金的性能除取决于合金成分外，主要为热处理工艺所控制。铁基合金的退火工艺有以下几种：功率变压器及双极脉冲变压器铁芯用低

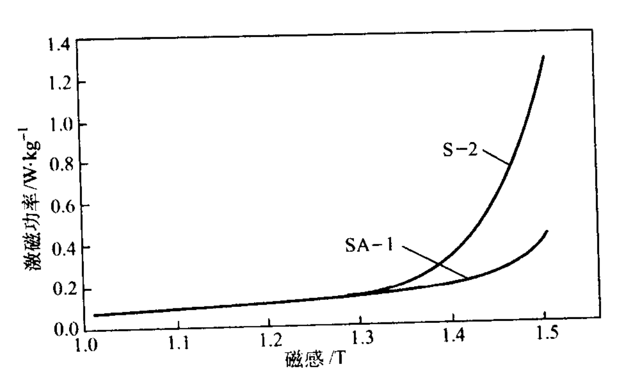


图 11.10-23　2605SA-1（我国牌号 1K101）和 2605S-2 合金的激磁功率（f = 60 Hz）随磁感的关系曲线

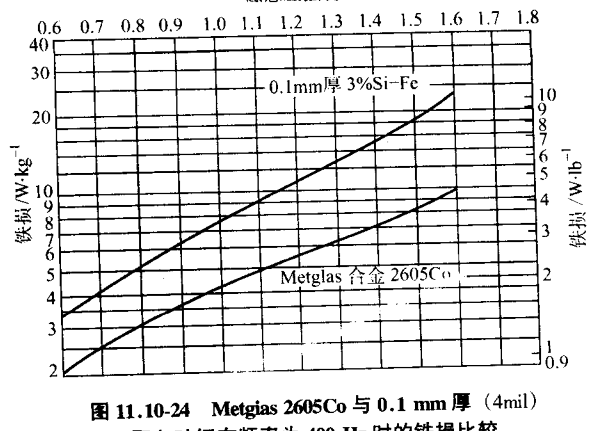
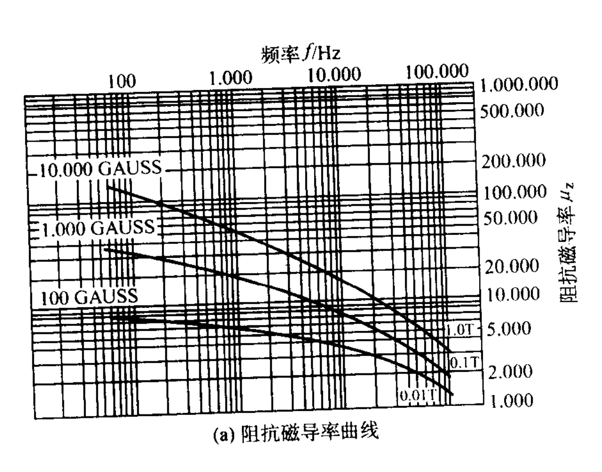
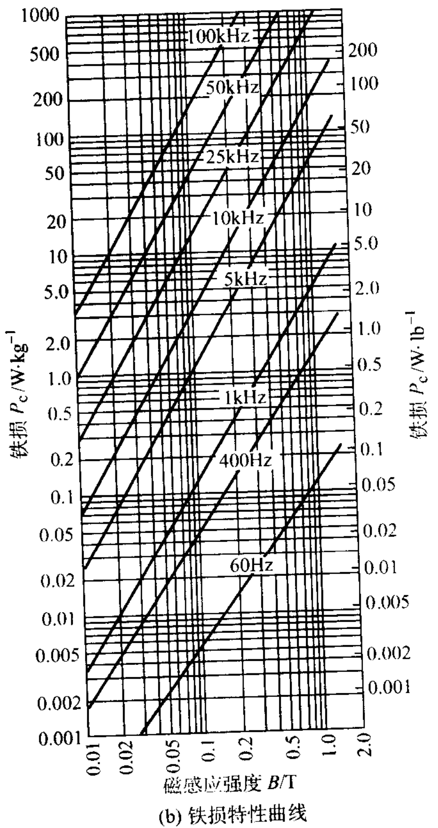


图 11.10-24　Metgias 2605Co 与 0.1 mm 厚（4mil）取向硅钢在频率为 400 Hz 时的铁损比较



(a) 阻抗磁导率曲线



(b) 铁损特性曲线

图 11.10-25　Metglas 2605SC（我国类似牌号1K102）合金典型的阻抗磁导率和铁损特性曲线

表 11.10-8　美国生产牌号的推荐热处理工艺

合　金	应　用	磁场退火工艺		
		气氛	磁场	加热工艺
2605SC	低频低损耗应用	N_2、Ar、H_2、真空	整个周期中始终加 800 A/m 磁场	以 1～10℃/min 速度加热到 365℃，保温 2 h，然后以 1～10℃/min 冷却到室温
2605S-2	低频低损耗应用	N_2、Ar、H_2、真空	整个周期中始终加 800 A/m 磁场	以 1～10℃/m_in 速度加热到 400℃保温 2 h，然后以 1～10℃/min 速度冷却到室温
2826MB	在直流～50 kHz 具有高 μ	N_2、Ar、H_2、真空	整个周期中始终加 800 A/m 磁场	以 1～10℃/min 速度加热到 355℃保温 2 h，然后以 1～10℃/min 速度冷却到室温
2605S3A	高频低损耗应用	N_2、Ar、H_2、真空	整个周期中始终加 800 A/m 磁场	以 10℃/min 速度加热到 430℃保温 3.5 h 后，以 5℃/min 速度冷却到室温
2605Co	低频低损耗应用	N_2、Ar、H_2、真空	整个周期中始终加 1 600 A/m磁场	以 1～10℃/min 速度加热到 320℃保温 2 h 后，以 1～10℃/min 速度冷却到室温



於居里温度（T_c）的纵向磁场退火，需要有较大的磁场退火炉和大电流；电感、单极脉冲变压器铁芯用横向磁场处理；对于在较高频率下应用或要求有线性磁导率的场合，可以用在晶化温度附近退火，析出一定数量的沉淀粒子或微晶相，细化磁畴、降低高频损耗或获得在一定磁感范围内磁导率基本恒定的特性（例如 MicroLite 铁芯-----表 11.10-6（b），Fe 基非晶合金由于 B_s 较大，也可以利用开气隙（开口铁芯）来获得低 B_r 和恒磁导率特性。

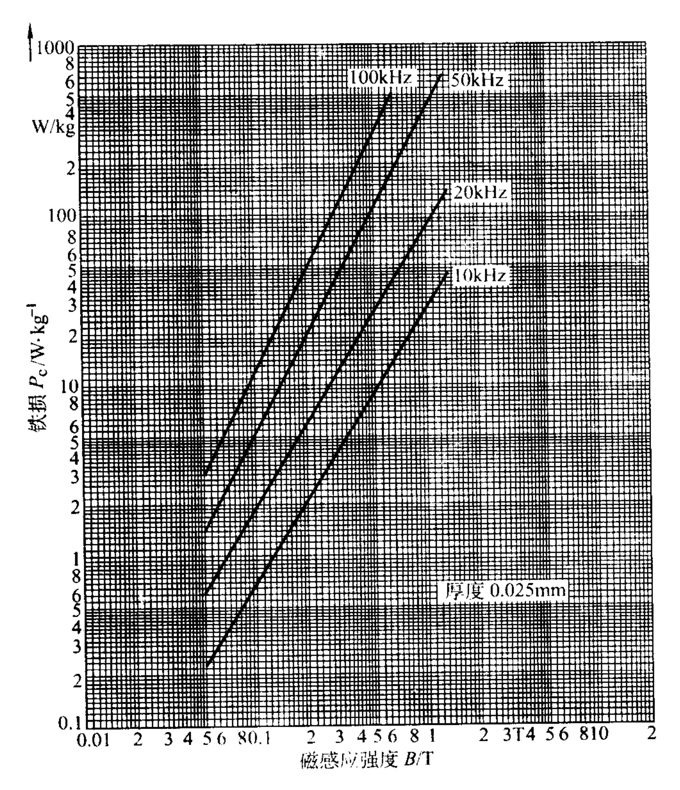


图 11.10-26　Vitrovac7505F（我国类似牌号 1K102H）**合金的损耗特性曲线**

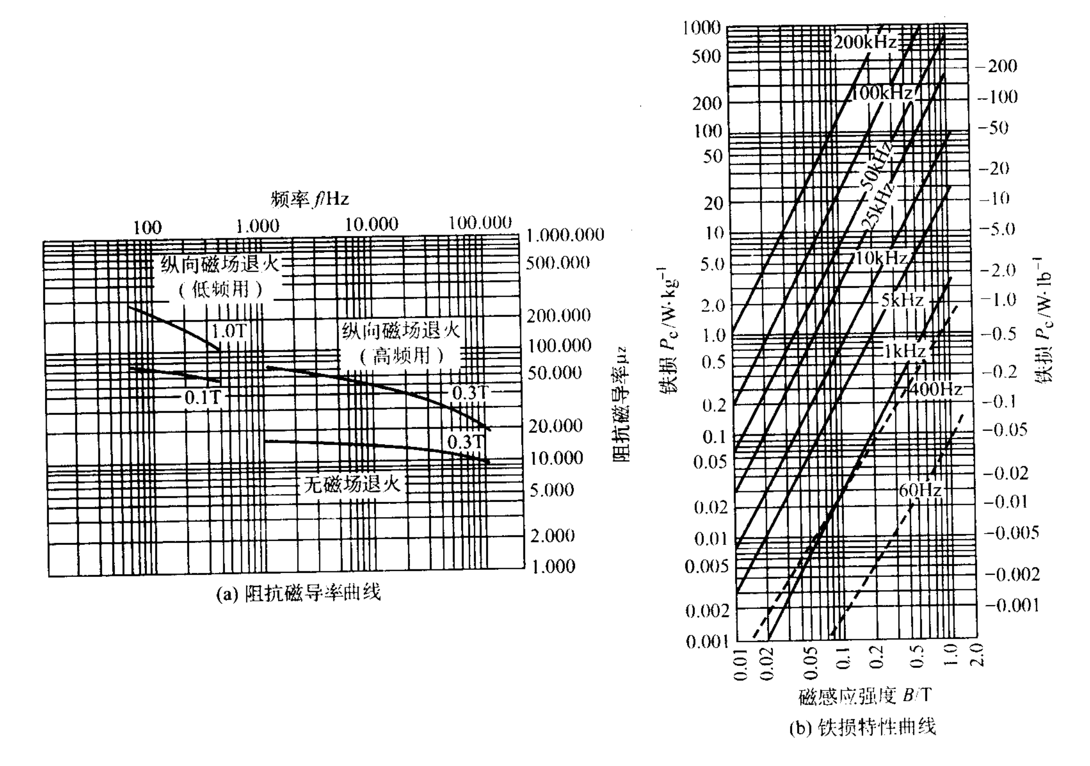


图 11.10-27　Metglas 2605S3A（我国类似牌号 1K105）
合金典型的阻抗磁导率和铁损特性曲线



表 11.10-8 列出美国各牌号的推荐热处理工艺。

2.4 铁镍基非晶态软磁合金及应用

含约 80%（摩尔分数）的 Fe 和 Ni，与约 20%（摩尔分数）的类金属组成铁镍基非晶软磁合金，它的 B_s 值比 Fe 基非晶略低，但由于 λ_s 低，因此 H_c 和 μ_m 略优。软磁性与晶态的高镍坡莫合金（1J79、1J85）相近，因此是一类高磁导率合金。但其镍含量比坡莫合金低一半，退火温度低（约 400℃）时间短，因而价格便宜，适于推广应用。

表 11.10-9（a）（b）列出了国内外这类合金的牌号和性能，其中含 Mo 的合金具有较好的耐蚀性。含 Cr 的合金具有较好的抗氧化性能，在热处理时不需要真空或氢气保护，可直接在大气气氛中进行，简化了操作工艺和成本。

FeNi 基非晶软磁合金有良好的磁场热处理效应，在纵向磁场中退火可得到高的矩形比，在横向磁场中退火则可得到低 B_r，它们的性能也示于表 11.10-9。

表 11.10-9（a） 国内外 FeNi 基非晶合金性能

国家	牌号	合金成分（摩尔分数）/%	B_s /T	μ_m	H_C /A·m⁻¹	损耗 /W·kg⁻¹	λ_s /10⁻⁶	T_c /℃	T_x /℃	ρ /μΩ·cm
美国	Metglas2826MB	$Fe_{40}Ni_{38}Mo_4B_{18}$	0.88	800 000	1.2	$P_{0.2/50\,1}$约 96	12	353	410	138
德国	Vitrovac4040	$Fe_{39}Ni_{39}Mo_4Si_6B_{12}$	0.8	250 000①	1.0～2.0	$P_{0.2/20\,k}$约 10	8	260	450	135
中国	1K501	$Fe_{40}Ni_{40}P_{12}B_8$	0.75	300 000～800 000	0.8～1.6	$P_{0.2/20\,k}$约 15	10	250	410	180
中国	1K502	$Fe_{47}Ni_{29}V_2Si_8B_{14}$	0.9	500 000～800 000	0.64～1.2		11	300	500	
中国		$Fe_{38}Ni_{38}(MnMo)_2Si_8B_{14}$	0.75～0.9	400 000～800 000	0.64～1.2			320	460	
中国		$Fe_{36.8}Ni_{40}Cr_{1.2}Si_{12}B_8P_2$②	0.79	580 000	0.64					

① 50 Hz 下性能，其他为直流性能。
② 该牌号可在 360℃空气中进行退火。

表 11.10-9（b） 高剩磁比和低剩磁比的 FeNi 基非晶合金性能

牌号	B_s/T	B_r/B_s	H_c/A·m⁻¹	μ_m	μ_i	损耗/W·kg⁻¹	ΔB_m/T	μ_p
Vitrovac4040Z	0.8	>0.8	1.03	500 000				
Vitrovac4040F	0.8	≤0.1	1.5～2.0		5 000①	$P_{0.2/20\,k}$ < 10	0.7	6 500②
1K501H	0.75	0.1	1.6	3 000		$P_{0.2/20\,k}$ ≤15		

① 在 $H=0.4$ A/m 下测得的起始磁导率。
② 最大的脉冲磁导率。

非晶态合金虽无磁晶各向异性，但在磁场或应力处理时与晶态合金一样会产生强烈的单轴感生各向异性，从而大大改变合金性能。图 11.10-28 为晶态和非晶态 FeNi 系合金在磁场热处理后感生各向异性常数（K_u）的平衡值。图 11.10-29 为 3 种非晶态合金的 K_u 与铁含量、磁退火温度的关系。可是，晶态和非晶态合金的 K_u 数量级相同，而且随温度的升高，K_u 值减小。但是非晶态合金 k_u 产生的温度大大降低了。

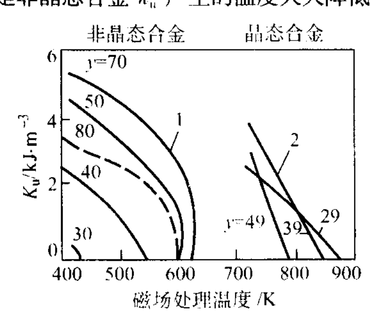


图 11.10-28 FeNi 系合金在磁场处理后单轴各向异性常数 K_u 的平衡值图

1—$Fe_yNi_{80-y}P_{14}B_6$；2—Fe_yNi_{100-y}

如果对晶态合金感生各向异性的产生机制—近邻原子方向有序理论也适用于非晶态合金的话，那么非晶态合金中的方向有序极易进行。有人认为，除原子对有序以外，还有间隙原子有序。

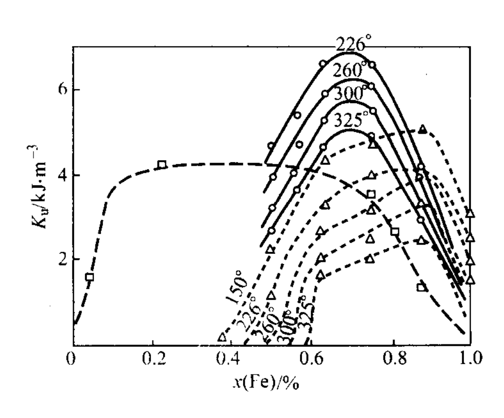


图 11.10-29 三类非晶合金的感生各向异性常数 K_u 与磁退火温度的关系

○—○ $(Fe_xNi_{1-x})_{80}B_{20}$；□--□ $(Fe_xCo_{1-x})_{78}Si_{10}B_{12}$；△--△ $(Fe_xNi_{1-x})_{80}P_{14}B_6$

非晶态铁镍合金的主要用途是制造磁屏蔽、仪表和电器用变压器，漏电保护开关的零序互感器铁芯等。在做磁屏蔽应用时，甚至可以不进行退火，也可用窄带编织成大张使用。这类合金在 -25～105℃高低温下性能稳定。

图 11.10-30 列出了与 1K502 相似的 Metglas 2826MB 的磁导率和损耗曲线。

2.5 钴基非晶态合金及应用

钴基非晶态合金的最大特点是 λ_s 能趋于零。因此是非



晶态合金中软磁性能最好，但价格也是最高的合金。钴基非晶合金牌号很多，但都是 CoFeMSiB 系合金。研究表明，当 x（Co）/x（Co+Fe）约为0.95左右时 $\lambda_s \rightarrow 0$，从而获得最佳性能（见图11.10-31和图11.10-32）。M为少量添加元素，例如，Ni、Mo、V、Cr、W、Nb、Mn等。其主要作用是改善非晶态形成能力，提高稳定性或替代部分Co降低成本等。

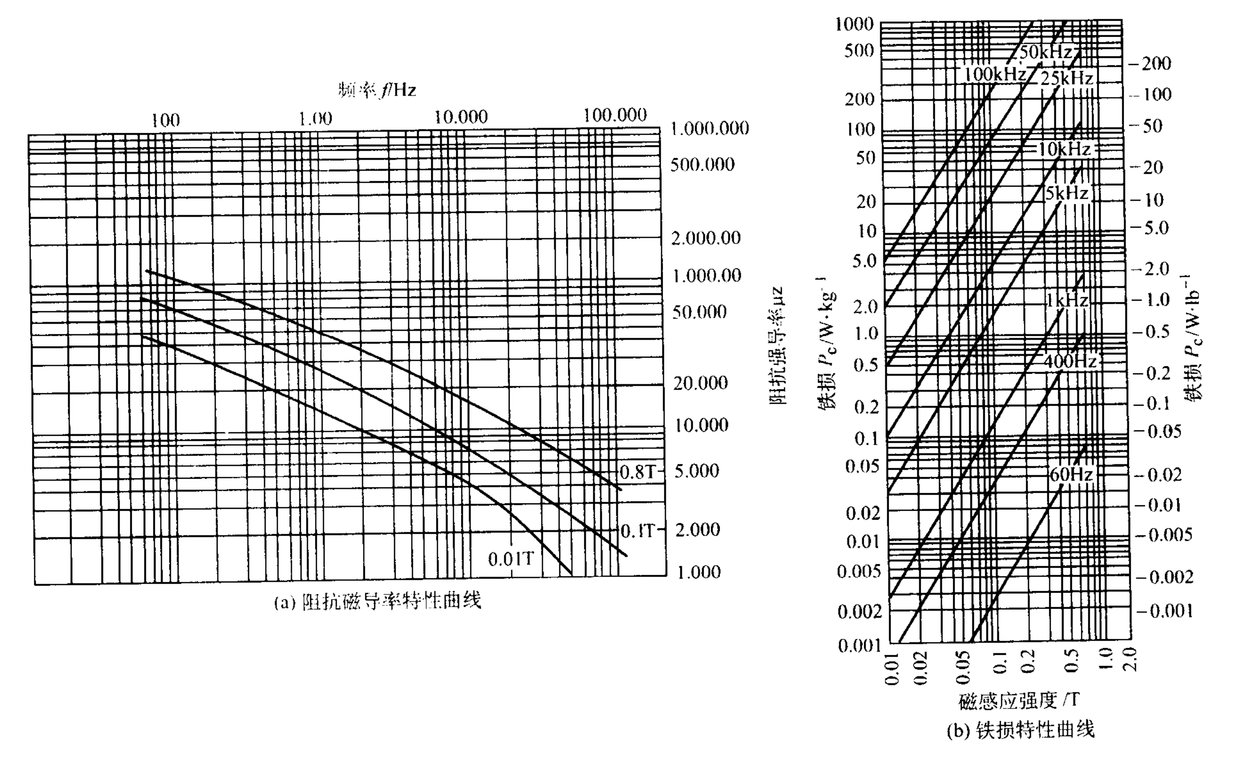


图11.10-30　Metglas 2826MB（我国类似牌号1K502）合金典型的阻抗磁导率和铁损特性曲线

表11.10-10　国内外具有高磁导率和高频低损耗钴基非晶合金性能

国家	牌号和组成（摩尔分数）/%	B_s/T	μ_i④	μ_m	H_c/A·m^{-1}	损耗/W·kg^{-1}	λ_s/10^{-6}	T_c/℃	T_x/℃	ρ/μΩ·cm
美国	Metglas 2705M（$Co_{69}Fe_4Ni_1Mo_2Si_{12}B_{12}$）	0.77		60 000		$P_{0.5/25\,k}$约50	<1	365	520	136
	Metglas2714A（$Co_{66}Fe_4Ni_1Si_{15}B_{14}$）	0.57		1 000 000		$P_{0.3/100\,k}$约80	<1	225	550	142
德国	Vitrovac6025（$Co_{67}Fe_4Mo_{1.5}Si_{16.5}B_{11}$）	0.55	300 000①	600 000①	0.3		<0.2	210	540	135
	Vitrovac6030（CoFeMnMo）$_{77}$（SiB）$_{23}$	0.80	50 000①	200 000①	0.8		<0.2	365	480	130
	Vitrovac6150（CoFeMn）$_{80}$（SiB）$_{20}$	1.00		100 000①	1.5		<0.2	485	415	115
日本	ACO－1M	0.90	10 000② 8 000③		1.60	$P_{0.2/100\,k}$约110		390	440	
	ACO－3M	0.78	35 000② 16 000③		0.56	$P_{0.2/100\,k}$约46		270	525	
	ACO－4M	0.53	80 000② 16 000③		0.32	$P_{0.2/100\,k}$约40		180	538	



续表 11.10-10

国家	牌号和组成（摩尔分数）/%	B_s /T	μ_i④	μ_m	H_c /A·m^{-1}	损耗 /W·kg^{-1}	λ_s /10^{-6}	T_c /℃	T_x /℃	ρ /μΩ·cm
中国	1K203（标准）	0.80			≤1.2	$P_{0.5/20\,k}$≤20		320	530	
	1K204（标准）	0.60		≥200 000	≤1.6	$P_{0.3/100\,k}$≤110，$P_{0.3/200\,k}$≤350		300	540	
	1K205（标准）	0.60	≥20 000		≤1.2	$P_{0.5/20\,k}$≤20		260	480	
	1K206（标准）	0.53		≥150 000	≤1.6			320	520	
	$Co_{67.5}Fe_{3.5}V_7Si_8B_{14}$（1K206）	0.51	140 000	830 000	0.40	$P_{0.2/20\,j}$≤2.1，$P_{0.5/20\,j}$约 9.7				
	$Co_{66}Fe_4V_2Si_8B_{20}$（1K205）	0.70	50 000 ~ 120 000	250 000 ~ 300 000	0.24 ~ 0.56			315	540	
	$Co_{70.8}Fe_{4.2}(CrMnC)_3Si_{14}B_8$（1K204）	0.62				$P_{0.1/100\,k}$约 5 ~ 6，$P_{0.1/500\,k}$约 89 ~ 95				
	$(CoFe)_{72}(MnWSiB)_{28}$（1K203）	0.80	90 000	429 000	0.4	$P_{0.6/20\,k}$约 21 ~ 25		332	549	
	$(CoFeMnC)_{75}(SB)_{25}$（1K203）	0.83			1.44	$P_{0.5/50\,k}$约 58				

① 50 Hz 下测得的 μ_i（$H=0.4$ A/m）和 μ_m。
② 1 kHz 下测得的 μ_i（$H=0.4$ A/m）。
③ 100 kHz 下测得的 μ_i（$H=0.4$ A/m）。
④ 无注者均为直流性能，μ_i（$H=0.08$ A/m）。

表 11.10-10 列出国内外具有高磁导率和高频低损耗商品钴基非晶合金性能。按 B_s 和磁性（磁导率和损耗）及用途分类形成系列。我国的 1K203 大体与国外 Vitrovac 6030 合金和 2705M 的 B_s 相似，1K204 与 2714A 和 Vitrovac6025 的特性相当。图 11.10-33 与图 11.10-34 分别列出 Metglas 2750M 和磁性最好的 2714A 的阻抗磁导率和损耗的特性曲线。

表 11.10-11 列出具有矩形回线的钴基非晶合金性能，性能最好的合金是国外的 Metglas2714AS、Vitrovac6025Z 和 ACO－5H（5SH），它们的磁性能基本相似。我国标准中只列出 1 个牌号 1K202J。其性能与国外中等水平的 6030Z、ACO－3H（3SH））相当。图 11.10-35 列出 ACO－3SH 矩形回线合金的铁损与其他合金的比较。

表 11.10-11　具有矩形回线的钴基非晶合金性能

牌号和组成（摩尔分数）/%	B_s/T	B_r/B_s	μ_m	H_c /A·m^{-1}	损耗 /W·kg^{-1}	T_c /℃	T_x /℃
Metglas 2714AS	0.57	>0.95			$P_{0.5/50\,k}$<70，$P_{0.3/100\,k}$<90	225	550
Vitrovac 6025Z①	0.58	0.90	400 000 ~ 600 000②	0.3	$P_{0.4/50\,k}$<70，$P_{0.3/100\,k}$<120	210	540
Vitrovac 6030①	0.82	0.95	150 000 ~ 300 000②	0.8	$P_{0.3/100\,k}$<600	365	480
Vitrovac 6150①	1.00	0.95	100 000②	1.0	$P_{0.3/100\,k}$<1 200	485	415
ACO－2H	0.90	0.95		1.6		418	455
ACO－3H（3SH）	0.78	0.90		0.56	$P_{0.2/100\,k}$<117	270	525
ACO－5H（5SH）	0.60	0.85		0.32	$P_{0.2/100\,k}$<60	210	540
1K202J（标准）	0.68	≥0.85	≥400 000	≤1.2	$P_{0.5/20\,k}$≤35	320	510
$(CoFeMo)_{74}(SiB)_{26}$（1K202J）	0.69	0.91	300 000	1.11	$P_{0.2/100\,k}$ ~ 78 $P_{0.3/100\,k}$ ~ 125	324	565
$(CoFeV)_{72}(SiB)_{28}$（1K202J）	0.69	0.95	1 650 000	0.23	$P_{0.2/100\,k}$ ~ 164 $P_{0.2/200\,k}$ ~ 259	315	540
CoFeMoSiB	0.60	0.92	2 000 000	0.22	$P_{0.5/20\,k}$ ~ 30		
$Co_{64}Fe_4V_2Si_8B_{22}$	0.59	0.96	1 650 000	0.24	$P_{0.5/20\,k}$ ~ 16		

① 在双极脉冲工作条件下的 ΔB_{max} 分别为 1.15T、1.5T 和 1.9T。
② 在 $f=50$ Hz 下测得值。

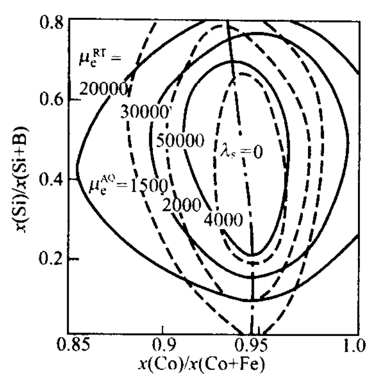


图 11.10-31 非晶态 (Co, Fe)$_{70}$ (Si, B)$_{30}$合金系的有效磁导率(μ_e)(μ_e是在 $f=1$ kHz, $H=0.8$ A/m 测定的;虚线表示制备态试样(μ_e^{AQ}),实线表示在450℃加热并水淬的试样(μ_e^{RT}))

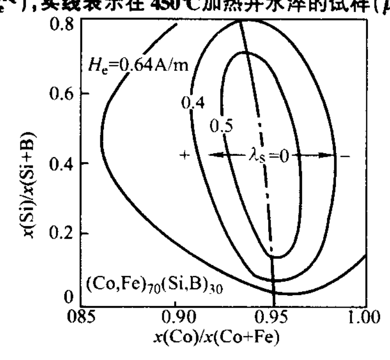
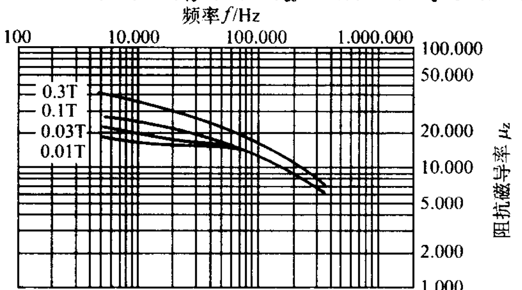
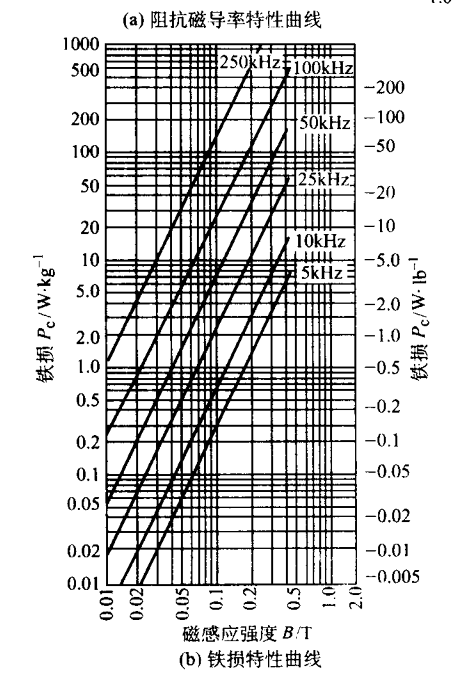


图 11.10-32 (Co, Fe)$_{70}$ (Si, B)$_{30}$非晶合金的 H_c 与成分的关系

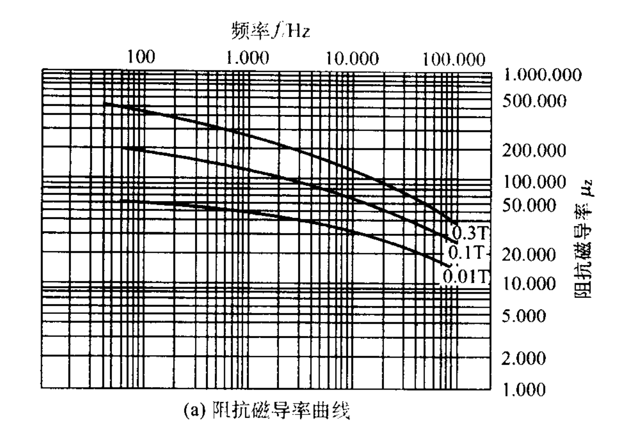


(a) 阻抗磁导率特性曲线

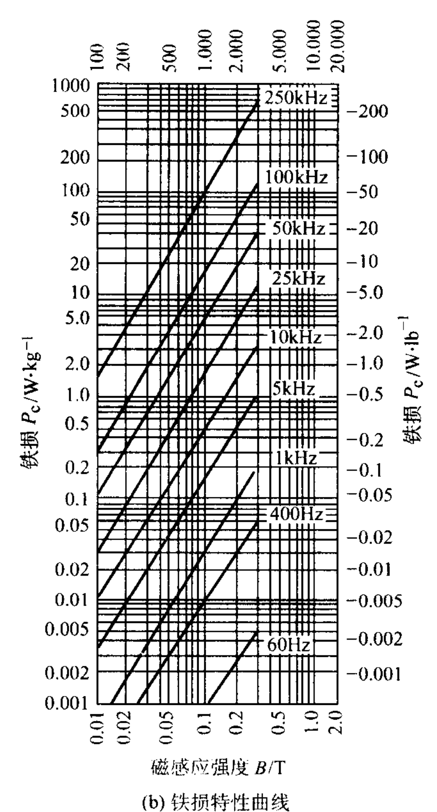


(b) 铁损特性曲线

图 11.10-33 Metgias 2705M 合金(我国类似牌号 1K203)的阻抗磁导率和铁损特性曲线



(a) 阻抗磁导率曲线



(b) 铁损特性曲线

图 11.10-34 Metgias 2714A 合金(与1K204相似)的阻抗磁导率和铁损特性曲线

表 11.10-12 列出具有低 B_r 扁平回线合金的性能，德国VAC公司的这类系列牌号最多，我国标准及美国原 Allied 公司都只有一个牌号。日本公司用横向磁场处理的方法获得低 B_r 扁平回线非晶态合金的工作报道较少，生产牌号也未公布。在表 11.10-12 中性能最佳的合金是 Metglas 2714AF 和 Vitrovac 6025F，其次是我国的1J201H和6030F。图 11.10-36 列出Vitrovac 6030F（我国类似牌号 1J201H）合金的磁导率和损耗的特性曲线。F形回线合金不仅高频损耗小，且其磁导率在一定的磁场（H）或交直流叠加磁场和频率（f）范围内保持恒定。

B_S 达 1.0T 的各类 Co 基非晶合金，我国尚未纳入标准。

$\lambda_s \to 0$ 的 Co 基非晶合金，在制备态就具有较好的磁性，例如 $H_c \leqslant 0.8$ A/m，$\mu_m \geqslant 40\times10^4$，可以直接用于磁屏蔽、传感器等。如果再进行消除应力退火，则性能更佳。消除应力的退火温度应低于晶化温度（T_x），高于居里温度（T_c），并采用水淬快冷工艺（不能炉冷），以避免缓冷产生局域磁

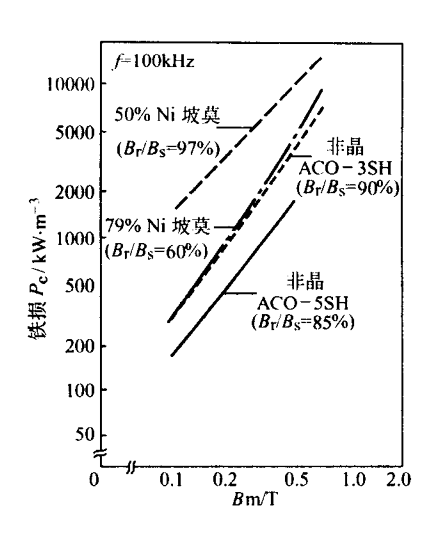


图 11.10-35　矩形回线合金 ACO-3SH（我国类似牌号 1K202J）的损耗（100 kHz）并与其他合金的比较

感生各向异性，降低性能。

高矩形比和低 B_r 特性，与 Fe 基，FeNi 基非晶合金一样，都是用在纵向和横向磁场中退火获得。Co 基非晶合金的磁性已达很高水平，例如 μ_i（1 kHz）达 150 000 以上，$H_c<0.08$ A/m（0.001 Oe），$P_{0.5/20\,K}<10$ W/kg，$P_{0.2/100\,K}<30$ W/kg，最大的 B_s 可达 1.10 T（见表 11.10-13）。

对于同一成分的合金（例如晶态坡莫合金，Fe 基、FeNi 基和 Co 基非晶态合金等），当其具有低 B_r F 形回线时，高频损耗最小；当其具有矩形回线时高频损耗最大，而 R 形回线则居中。图 11.10-37 列出 Vitrovac 6025F 和 6025Z 的损耗比较。

Co 基非晶合金在电子技术领域有广泛应用。例如具有 R 形回线的合金可用于制造磁屏蔽，传感元件、磁头、通用扼流圈、中高频变压器、噪声抑制器等；Z 形回线（高矩形比）合金可用于制造可饱和电抗器、磁放大器、尖锋抑制器、双极脉冲变压器等；F 形回线（低 B_r）合金用于高精度电流变换器、EMI、开关电源功率变压器、开关元件、各类扼流圈、ISDN 接口电感以及单极性脉冲变压器等。在 kHz 频段它与坡莫合金、铁氧体进行竞争。

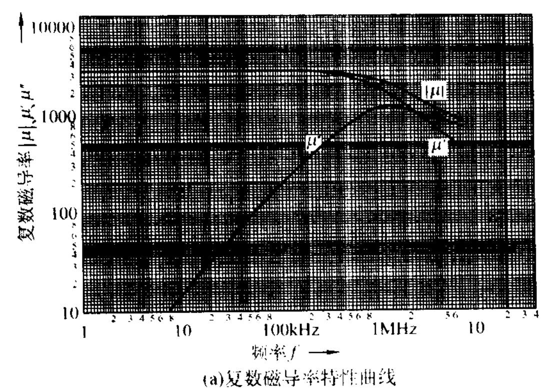
表 11.10-12　具有低 B_r 扁平回线钴基非晶合金性能

牌号和组成（摩尔分数）/%	B_s /T	B_r/B_s	μ_i	H_c /A·m⁻¹	损耗 /W·kg⁻¹	单极脉冲性能	
						ΔB_m/T	μ_p
Metglas 2714AF	0.57		90 000 ± 20%①		$P_{0.2/20\,k}<2$ $P_{0.3/100\,k}<60$		
Vitrovac 6025F	0.55	<0.05	100 000 ~ 150 000②	0.3	$P_{0.2/20\,k}<3$ $P_{0.3/100\,k}<100$	0.4	70 000 ~ 100 000 (90 000)③
Vitrovac 6030F	0.82	<0.05	2 000 ~ 4 500②	1.0	$P_{0.2/20\,k}<3$ $P_{0.3/100\,k}<110$	0.7	2 500 ~ 3 500 (1 000)③
Vitrovac 6150F	1.00	<0.05	1 300 ~ 3 500②	3.0	$P_{0.2/20\,k}<5$ $P_{0.3/100\,k}<130$	0.9	1 100 ~ 3 000③
Vitrovac 6125F	0.92	0.03	850②	2.0			
Vitrovac 6200F	0.99	0.03	1 500②	2.0			
1K201H	0.70	≤0.1		1.2	$P_{0.5/20\,k}\leqslant25$ $P_{0.3/200\,k}\leqslant300$	0.4	≥4 000④
$Co_{68.6}Fe_{4.5}V_{1.9}Si_{10}B_{15}$（1K201H）	0.69				$P_{0.5/20\,k}$约 12 ~ 14	0.4	7 000④
$Co_{69}Fe_{4.2}Ta_{1.8}Si_8B_{17}$	0.78				$P_{0.5/20\,k}$约 13	0.4	9 000④

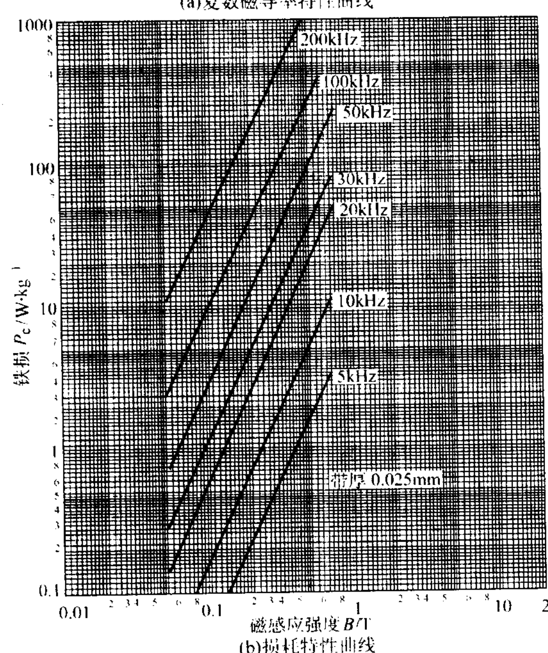
① 在 $f=1$ kHz，$H=0.2$ A/m 下测得。
② 在 $f=50$ Hz，$H=0.4$ A/m 下测得。
③ 在该 ΔB_m 下的最大磁导率，（ ）内数据为在脉宽 5 μs、$f=1$ kHz 下的 μ_p。
④ 在 $\Delta B_m=0.4$ T，脉宽为 1 μs、$f=1$ kHz 下测得的脉冲磁导率。

表 11.10-13　Co 基非晶合金的磁性能水平

成分（摩尔分数）/%	B_s/T	μ_i（1 kHz）	H_c/A·m⁻¹	损耗/W·kg⁻¹	ρ/μΩ·cm	T_c/℃	T_x/℃
$Co_{65.7}Fe_{4.3}Si_{17}B_{13}$	0.53	120 000	0.48			147	527
$Co_{62}Fe_4Ni_4Si_{10}B_{20}$	0.54	120 000	0.16		190	207	597
$(CoFeMo)_{72.5}(SiB)_{27.5}$	0.55	150 000		$P_{0.2/100\,k}$约 30			
$Co_{70.5}Fe_{4.5}Si_{10}B_{15}$	0.88	70 000	1.20	$P_{0.2/100\,k}$约 60	147		
$Co_{66}Fe_5Cr_9Si_5B_{15}$	0.63	200 000	0.08		160	210	
$Co_{75.3}Fe_{4.7}Si_4B_{16}$	1.10	30 000	1.20			417	



(a)复数磁导率特性曲线



(b)损耗特性曲线

图 11.10-36 Vitrovac 6030F（我国类似牌号 1J201H）合金的复数磁导率和损耗的特性曲线

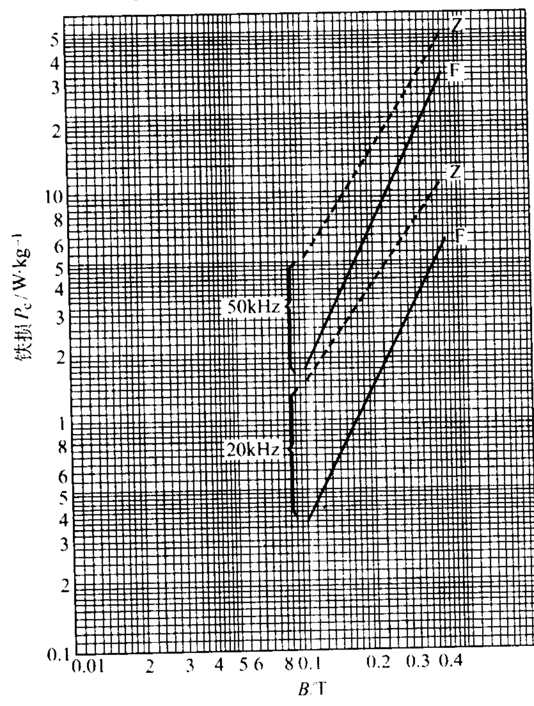


图 11.10-37 低 B_r 扁平回线（F）和矩形回线（Z）的损耗比较（Vitrovac 6025 合金）

3 非晶态钎焊料

3.1 概述

所谓钎焊是连接金属的一种方法。使用时将焊料置于要连接金属部件间隙内，加热使焊料熔化并填满间隙，待冷凝后形成钎焊接头，把零件连接起来。因钎料熔点必须低于被连接金属的熔点，所以钎焊时只有焊料熔化，而被连接部件仍处于固体状态。

钎焊技术在二次世界大战之后得到飞速发展，广泛应用于机械制造、电子工业、仪表制造、国防以及尖端技术部门中。钎焊特点是通过选用不同的钎料，从室温到接近钎焊金属熔点的宽温度范围变化，由于加热温度较低，被焊零件的应力和变形较小，对材料性能影响较小，并可一次完成多个零件连接，可以连接不同金属，甚至连接金属与非金属。

钎焊是依靠熔化的钎料润湿被焊金属并填满接头间隙，凝固后将钎焊金属连接起来。钎焊接头的质量在很大程度上取决于钎料，所以对钎料要求较严。例如钎料熔点低于被焊基体熔点（一般低几十度），而且熔化温度范围狭窄（固液相线接近）；流动性好，结合牢固；成分均匀，稳定性好；抗腐蚀性及力学性能好；价格低廉等。

随着航空、航天、原子能、电子技术的飞速发展，对连接技术不断提出新的更高的要求，钎焊技术也日益受到重视。

非晶态钎焊料与晶态相比，具有成形简单、成本低、材质纯净、组织均匀、钎焊质量好等优点。它不但解决了晶态钎焊料所不能解决的大面积接合部的焊接问题，而且还可以解决精密仪表，精密电路焊接对钎焊尺寸要求严格或定型的问题。此外，它还代替贵金属基的晶态钎焊料，从而大幅度降低了生产成本，满足了许多领域高科技发展对焊接技术的新要求，因此引起极大重视。至今国外研制成功的非晶态钎焊料有镍基、钴基、铜基、钯基、银基、铅基、锡基等多种合金系，数十种牌号已实现了商品化，焊料最大宽度为 300 mm，最大卷重达 300 kg。我国 20 世纪 70 年代开始研究非晶态钎焊料，七五期间被列为国家重点科技攻关课题。七五末期已研制成功了 24 个牌号。其中高温镍基钎焊料 14 个牌号；中温铜基 5 个牌号和锡、铅基低温钎焊料 5 个牌号。实现了非晶钎焊料的系列化，最大宽度 100 mm，可小批量生产供货。

表 11.10-14 列出纳入我国国标的非晶态钎焊料合金。

表 11.10-15 列出美国 Allied－signal 公司的非晶合金钎焊料。

3.2 非晶态钎焊料的分类

一般分三类即：镍基高温钎焊料，铜基中温钎焊料和锡铅基低温钎焊料等。

3.2.1 镍基高温钎焊料

焊接温度 900～1 100℃。我国研制成功的镍基高温钎焊料大致可分为 10 个合金系：

1）Ni-P 系
2）Ni-Cr-P 系
3）Ni-Si-B 系
4）Ni-Co-Si-B 系
5）Ni-Cr-B 系
6）Ni-Cr-B-Si 系
7）Ni-Cr-Si-B-Fe-W 系
8）Ni-Cr-Si-B-Fe 系
9）Ni-Cr-B-Co-Mo 系
10）Ni-Mn-Cu-Si-B 系

表 11.10-14 镍基和铜基非晶钎焊料

牌号	化学成分（摩尔分数）/%	合金熔点	钎焊温度	钎焊接头抗剪强度/MPa	工作温度/℃	密度/g·cm⁻³	主要用途
		/℃					
7K301	$Ni_{79.5\sim85.5}Cr_{6\sim8}B_{2.75\sim3.5}Si_{4\sim5}Fe_{2\sim4}Co_{0.1\sim0.2}$	960 ~ 990	1 040 ~ 1 100	137 ~ 156	≤850	8.7	可焊接高温合金及不锈钢、代替镍基粉末焊料
7K701	$Cu_{77\sim88}Sn_{10\sim20}Ni_{2\sim3}$	830 ~ 870	900 ~ 920	205 ~ 402			用于钢与钢、钢与铜的焊接代替银基焊料
7K702	$Cu_{75\sim79}Ni_{5\sim15}Sn_{4\sim12}P_{5\sim10}$	560 ~ 640	700 ~ 750	98 ~ 137			用于铜与铜、铜与银镉、铜与银的焊接，代替银焊接
7K703	$Cu_{80\sim90}Ag_{8\sim12}Sn_{1\sim3}P_{2\sim4}$	560 ~ 640	700 ~ 750	98 ~ 137			用于铜与铜、铜与银镉、铜与银的焊接，代替银焊片。含有摩尔分数约 10% 银，冲击韧性较好

表 11.10-15 美国 Allied - Signal 公司非晶合金钎焊材料

牌号	成分（质量分数）/%	密度/g·cm⁻³	固相温度/℃	液相温度/℃	焊接温度/℃
MBF10/10A	Ni - 14Cr4.5Fe4.5Si3.2B	7.44	960	1 095	1 120
15/15A	Ni - 13Cr4.2Fe4.5Si2.8B	7.51	965	1 100	1 130
17/17A	Ni - 11.3Cr4.0Fe1.5Si2.2B8.0W	8.11	1 020	1 175	1 205
20/20A	Ni - 14Cr3.0Fe4.5Si3.2B	7.46	970	1 025	1 050
30/30A	Ni - 4.5Si3.2B	7.94	985	1 055	1 080
35/35A	Ni - 7.3Si2.17B	7.70	990	1 035	1 060
50/50A	Ni - 19Cr7.3Si1.25B	7.49	1 050	1 145	1 170
60/60A	Ni - 11P	7.91	880	920	950
65/65A	Ni - 14Cr10.1P	7.51	880	925	950
75/75A	Ni - 10Cr5.5Fe3.5B23Co7Mo	7.98	1055	1 110	1 140
80/80A	Ni - 15.2Cr4.0B	7.80	1 045	1 090	1 120
90/90A	Ni - 40Si2.7B20Co	7.94	990	1 065	1 095
MBF1001	Ni - 4.6Fe8.6Cr35.3Pd2.7B	8.80	945	995	1 025
1002	Ni - 9Fe8.6Cr32.4Pd2.7B	8.85	925	990	1 020
1005	Ni - 4.6Pd6.1Si	9.93	810	850	880
1007	Pd - 38.1Ni8.1Si	9.09	850	895	925
1008	Pd - 6.6Ni5.1Si	11.44	770	820	850
1010	Pd - 15Ni21.2Fe6.2Si	10.13	960	1 020	1055
1011	Pd - 40Ni5Si5Co4.5Mo	9.11	820	870	900
1022	Pd - 35.2Ni3.8Si0.7B10Co4.5Mo	8.88	840	875	900
MBF2002	Cu - 9.6Ni4.2Si7.5P	7.59	610	655	680
2005	Cu - 5.7Ni9.3Si6.5P	7.94	595	650	678
2004B	Cu - 20Sn	9.58	770	925	955
MHF157	Co - 21Cr4.5W1.6Si2.4B	8.61	1 100	1 200	1 266
6M	Co - 27.3Cr2.9Ni2.9W - 1.0Si2.5B1.4 其他	8.41	1 130	1 150	1 175
MBF5001	Zr - 16.9Ni	6.83	960	960	990
5002	Ti - 37.5Zr15Cu10Ni	6.31	805	815	840
5003	Ti - 15Cu15Ni	5.80	910	960	990

注：牌号中“A”表示具有特殊尺寸公差的非晶合金钎焊片，其宽度公差：1.0″±0.02″；（1.0″~2.0″）±0.02″。厚度公差：（0.001″~0.025″），±0.0003″；±0.0015″，±0.003″；±0.002″；±0.004″；±0.0025″，±0.0005″。而不带 A 的为普通公差，宽度：<2″±1/16″；（2″~4″）±1/8″（″表示英寸）。

上述10个系因成分不同，熔化区间也各异。其中有共晶系 Ni-P；靠近非共晶 Ni-Si-B；Ni-Co-Si-B 和含少量铬的 Ni-Cr-B-Si-Fe 等合金系，液态时黏度小，流动性好，制带工艺容易控制、带材易形成非晶。但铬含量较高的 Ni-Cr-Si-B 系和含钨、钼等难熔金属而硅、硼含量低的合金系，因为它们液相线温度高，黏度大，所以制带困难。

镍基高温钎焊料的特点：它只有独特的非晶结构，可制成宽度 100 mm 柔软的焊带，100% 金属、不黏结、成分均匀、纯净、浸润性及流动性好。其优点：便于运输和储存，加工尺寸精确，成品率高，能严格精确计算填充焊料数量，焊缝表面平正、光滑、结合致密，可冲成各种形状。主要应用于航空、航天部件，涡轮发动机叶片、透平零件，汽车的热交换器，船和汽车的板和管；蜂窝状结构；导弹尾翼和发动机排气管；补牙；装饰材料；工具；打印装置；核反应堆元件中高温合金，不锈钢、钨、钼等材料的焊接。

3.2.2 铜基中温非晶钎焊料

焊接温度：700～900℃。其主要成分为铜、镍、硅、磷等。铜基中温钎焊料可代替银焊片，用于铜和铜合金的焊接，Cu-P合金和Cu-Sn合金弯折性能好，合金均匀清洁，不黏结，浸润性和流动性好。优点：无银，金属填料数量可以精确计算，Cu-P 流动性较小，Cu-Sn合金较Cu膜的焊接温度低，适用于焊接铁基和非铁基材料、成分均匀，浸润性好，易流动、加工时间短，成材率高。可用于电接点、热交换器、继电器/开关、波导管、变压器母线、电动机、量规、离合圆盘、电子陶瓷等。我国研制出的铜基钎焊料的化学成分和熔化温度范围列于表 11.10-16，力学性能列于表 11.10-17。

表 11.10-16 铜基钎焊料成分及熔化范围

编号	化学成分（质量分数）/%				固相线/℃	液相线/℃	晶化温度/℃
	Cu	Ni	Sn	P			
1	80		20		792	935	
2	73.6	9.6	9.7		585	660	202
3	78.3	9.9	4.0	7.8	588	640	196
4	68.7	14.4	9.7	7.1	632	678	212
5	77.6	5.7	9.7	7.0	597	643	215

表 11.10-17 铜基钎焊料和标准含银合金钎焊料以及铜合金的抗拉强度和冲击韧性①

合金	铜基1号	铜基2号	Bcup－5	Bag－1
接头抗拉强度（对接）/MPa	10	158.5	193	145
冲击韧度/J·cm^{-2}	2.7	14.9	2.7	9.5

① 接头厚度 75 μm，钎焊温度：Tc＋100℃，钎焊时间：N_2 气中 5 min。表中数据为3个试样平均值。

3.3.3 锡铅基低温钎焊料

焊接温度200℃，主要成分为锡、铅、银等，我国已研制成功5种合金，经 X 光照射确定均为晶态合金，它的组织很细、均匀，表面光洁致密。带厚为 0.03～0.05 mm。合金成分和熔化区列入表 11.10-18。

表 11.10-18 低温钎焊合金成分（质量分数）及熔化区域

编号	Sn/%	Pb/%	Ag/%	Ln/%	Sb/%	固相线/℃	液相线/℃
1	65		25		10	238	254
2	65		5			222	236
3	92.5		2.5	5		202	221
4	5	92.5	2.5			217	310
5		92.5	2.5	5		302	316

该焊料主要用于集成电路中引线与管芯的焊接。随着国内微电子线路与系统的发展，这种焊料的应用前景愈来愈广泛。表 11.10-19 给出锡、铅基钎焊铜接头的机械强度。

表 11.10-19 锡和铅基钎焊铜接头的机械强度

强度	Sn基1号			Sn基2号			Sn-Pb基1号		
	350℃	400℃	450℃	350℃	400℃	450℃	350℃	400℃	450℃
σ/MPa	50	65	40	10	12	16	54	30	10
τ/MPa	13.2	19.4	11	0.5	5.2	8.6	31.5	27	17

注：在Ar气氛中进行保温10 min。

4 微晶合金

本节所讨论的微晶合金，主要是用快淬工艺直接制备的微晶合金，例如快淬 Fe-Si-Al 合金，熔抽钢纤维，快淬Si-Fe合金等。也包括先制成非晶态合金然后通过控制晶化而形成的微晶合金。快淬永磁合金本篇第4章中已论述过，纳米晶合金将在下章专门描述。

4.1 快淬 FeSiAl 系合金

铁硅铝合金含质量分数为9.6%Si、5.4%Al、余Fe。这一合金是在1932年由增本、山本两博士所发明。由于它的 k_1 和 λ_s 同时接近于零值而具有优良的软磁性能，可同铁镍合金相匹敌，且不含昂贵金属，因而引起重视。图 11.10-38 给出了一些试验结果。这种合金命名为Sendust。报道的性能达到 μ_i = 35 100，μ_m = 162 000，B_s = 1.13T，硬度 H_V = 500～560。突出缺点是脆、很难加工（详见本篇第2章第3节）。

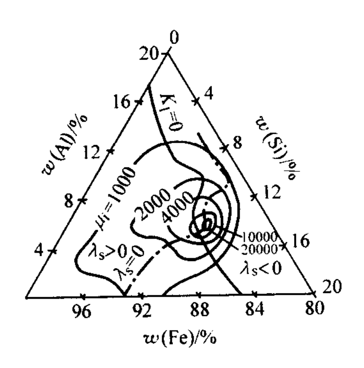


图 11.10-38 FeSiAl 三元合金的 K_1 和 λ_s 为零区和 μ_i 组成关系

日本东北大学荒井、津屋教授于1979年用单辊快淬技术首次制备出1～2 mm宽、数十微米厚的微晶合金条带，随后进行了磁性、组织研究工作。日本专利报道了以下结果：合金成分为 Fe84.0Si9.5Al5.6Y0.4Cr0.5（质量分数，%），带厚20 μm，带宽 6 mm，1 m长的条带经 785℃真空退火 30 min后，磁性能为 B_{10} = 0.95 T，H_c = 4.8 A/m，在频率 100 kHz 下的有效磁导率为 9 000，铁损为铁氧体的 1/2。

我国研究快淬 FeSiAl 系合金已有十余年。用单辊快淬工艺制备出了宽 15～20 mm，厚 20～40 μm，长数十米的微晶

条带，表面平整、均匀，具有较好的韧性。绕制成环，经835℃真空退火 30 min 后，主要性能达到：B_{10} = 1.06 T，$\mu_i = 2\times10^4$，H_c = 3.84 A/m。所制作的几种合金的静态磁性能见表 11.10-20 和图 11.10-39。

表 11.10-20　FeSiAl 系合金静态磁性

成分（质量分数）/%	$B_{800\ A/m}$ /T	B_r /T	μ_0	μ_m	H_c /A·m^{-1}
Fe84.8Si9.6Al5.2Cr0.2Mn0.2	1.06	0.69	21 000	69 000	3.84
Fe84.5Si9.4Al5.1Cr0.5Mn0.5	1.02	0.64	16 000	82 000	4.0
Sendust 合金	1.13	0.67	23 000	95 000	3.36

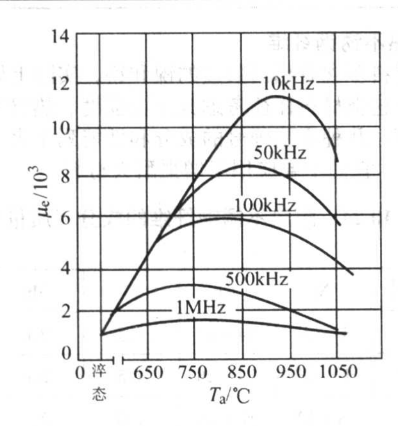
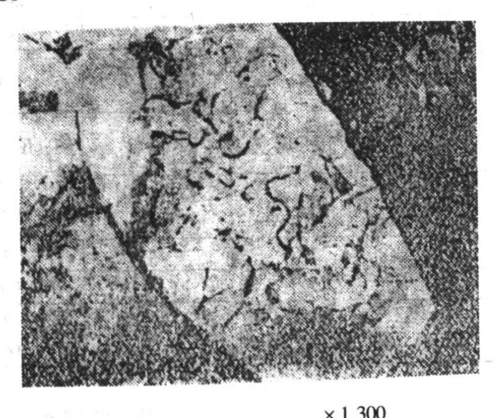


图 11.10-39　$\mu_e - T_a$ 的变化关系

从图和表可知，添加铬、锰元素0.2%～0.5%时，在用快淬工艺制带成形好的同时，合金获得了优良的磁性能。需要指出的是，添加铬和锰后，合金的高频磁导率高于标准Sendust合金，合金的电阻率也明显高于Sendust合金。

最小曲率直径是薄带塑性好坏的标志之一。对厚为40 μm的上述微晶带材，最小曲率直径为 4～5 mm。

用透射电镜观测快淬 FeSiAl 合金的组织，发现喷制面晶粒平均尺寸为 2～4 μm，断面以柱状晶粒为主，有择优取向现象，其方向垂直于带面，晶粒长度有的达带厚的一半，有的贯穿整个带厚，如图 11.10-40 所示。合金带以Fe_3（SiAl）为主相，晶格常数为 0.285 nm（2.85Å），属 DO_3 型结构。还可以看出晶界上有夹杂物析出，而且此晶粒本身又有裂纹现象，这种组织结构可能是脆性的原因。而且发现，刚喷出的韧性好，在几分钟内就会增加脆性，这种时效特性有待进一步研究。



×1 300

图 11.10-40　用透射电镜观测的快淬 Sendust 合金带的晶粒结构

添加微量元素铬和锰，导致原 DO_3 型超点阵的第一及第二近邻原子对发生变化，有序度下降，因而改善了变形能力，提高了韧性。

4.2　快淬Si-Fe合金

电工钢是电气技术中的基础材料之一。目前世界电工钢年产量约 550 万吨。自 1900 年Hadfield发明硅钢后，它一直是产量最高的磁性材料。常规大生产需要十余道工序。理论分析和试验都表明，提高硅含量将改善电工钢的性能。当硅含量提高到 6.5%（质量分数）时，K_1 值降低到很小，λ_s接近于零，电阻率高达 82 μΩ·cm，磁性大为改善。但是，由于硅的增加使延展性变坏，很难用常规工艺方法加工。因而虽经多年研究，但终未形成产业。快淬工艺技术的出现，具有一步制成带材的工艺特点和扩大固溶度的优点，所以研制快淬硅钢的努力近期一直放在相当重要的位置。目的在于简化工艺、节约场地设备、提高性能、大量节约电能。

自 20 世纪 70 年代以来，日本和美国在利用快淬工艺制取高硅－铁微晶薄带方面，做了大量试验研究工作。现在，已成功地制出了厚度 0.03～1.0 mm、宽度 10～500 mm 的成卷带材。早在 1984 年，美国Allied公司就用单辊法研制出了厚55 μm、宽25 mm的薄带。日本川崎制铁公司用双辊法在1982 年就研制出厚100 μm、宽100 mm的薄带，并于 1988 年研制出厚200～1 000 μm、宽250～500 mm的带材。从材料的成分看，从普通硅钢（例如质量分数为3.2Si－Fe），到高硅钢（质量分数为 6.6 Si－Fe）都能生产。

我国从 20 世纪 80 年代初就开始快淬质量分数为 6.5 Si－Fe合金的研究，但基本限于用单辊法制备微晶薄带，厚度一般在60 μm以下。所达到的性能列于表 11.10-21。

表 11.10-21　快淬 6.5Si－Fe 合金的磁性能及与电工钢对比

牌号或成分（质量分数）	带厚 /μm	铁损/W·kg^{-1}			$B_{32\ A/m}$ /T	$B_{800\ A/m}$ /T	H_c /A·cm^{-1}
		$P_{1.0/50}$	$P_{1.0/400}$	$P_{1.0/1\ 000}$			
6.5Si－Fe	40～60	0.5～0.075	6.7	18.6	0.95	1.30	0.185
DG4 标准	50		7.0		0.90	1.70	0.32
ZT50 标准	50		7.4	19.5～24	0.97		0.30
HTH150 标准	150		11.2	40.0	0.27	1.35	0.20
S7 标准	350	0.81	16.3	70.0		1.45	0.20

实验证明，高硅钢制备态薄带的结晶组织呈微晶状态，表面晶粒状态为微细的等轴晶。平均晶粒直径为 5～10 μm。贴辊面的薄带晶粒呈等轴晶，大量的是基本垂直于带面的柱状晶。这种薄带具有良好的韧性和延展性，对折也不断裂，以 50%压下量冷轧可顺利通过，且轧后表面平整、光亮。

退火可消除应力和产生再结晶，可使磁性能大为改善。根据实验，当退火温度为 970℃时，晶粒开始异常长大。当退火温度升高到1 070℃时，保温1 h后，异常晶粒或二次晶粒长大就很完善了，晶界平直和达到平衡态时的晶粒形貌。到1 120℃等温退火时，晶粒平均直径可达到 400～500 μm。图 11.10-41 给出磁性与退火温度的关系。显然，随退火温度升高，磁性能提高，即 μ 增加，铁损下降，这符合磁性材料磁性变化规律，同时又是各向同性的。

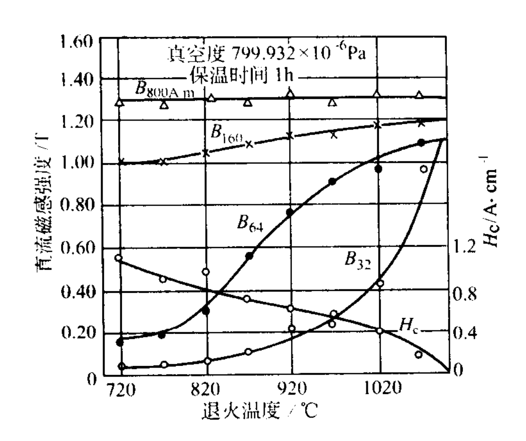


图 11.10-41 6.5Si-Fe 快淬薄带直流磁感及矫顽力与等温退火温度的关系

4.3 熔抽钢纤维

所谓熔抽法，系指在金属液面上安置高速旋转的辊轮，从熔化钢液中直接抽致钢纤维的快淬工艺。这同一般浇注快淬工艺并无质的差别。但其制成品不是薄带，而是针状纤维。钢纤维的名称，也由一般切割晶态金属而制成的钢纤维借用，主要用做结构加强材料。同国内外原来用机械方法把金属切割成纤维相比，这种快淬方法直接从液态金属一次成型。工艺简单，具有优越性。我国已正式生产和使用。

4.3.1 碳钢纤维

表11.10-22和表11.10-23列出常用碳钢纤维的成分性能和规格。这类材料主要用于增强混凝土，其抗拉强度一般均大于400 MPa。

表 11.10-22 熔抽碳钢纤维的化学成分（质量分数）

%

品种	C	Si	Mn	S	P	抗拉强度/MPa
1	0.25～0.35	0.28	0.9～1.1	≤0.04	≤0.04	>600
2	0.35	0.28	1.20	0.02	0.03	>550
3	0.22	0.09	1.15	0.02	0.04	>400
4	≤0.25	≤0.6	≤1.0	≤0.05	≤0.05	>400

表 11.10-23 熔抽碳钢纤维的规格

规格 /mm	截面积 /mm²	等效直径 /mm	截面尺寸 /mm	长度 /mm
0.5×25	0.2	0.5	0.2×1.0	25
0.5×35	0.2	0.5	0.2×1.0	35
0.5×45	0.2	0.5	0.2×1.0	45
0.5×60	0.2	0.5	0.2×1.0	60
0.7×35	0.4	0.7	0.2×2.0	35
0.7×45	0.4	0.7	0.2×2.0	45
0.7×60	0.4	0.7	0.2×2.0	60

4.3.2 耐热不锈钢纤维

这类材料多含有相当数量的镍和铬，实际上属于耐热钢范畴。评价这类材料往往考虑其高温强度、热腐蚀性和使用环境气氛等。几种主要牌号的成分和性能列于表 11.10-24 和表 11.10-25。它们主要应用于增强耐火材料。

表 11.10-24 耐热不锈钢纤维的成分（质量分数）

%

钢纤维牌号	Ni	Cr	Si	Mn	C
GA（330）	33～37	14～17	1.5	2.0	0.15
GB（310）	18～22	24～26	1.5	2.0	0.25
GC（304）	8～12	17～19	1.0	2.0	<0.12
GD（446）		23～27	1.0	1.0	0.2
GE（430）		16～18	≤0.80	<0.80	<0.12

4.3.3 应用效果

碳钢纤维对混凝土性能的影响主要表现在：提高混凝土的抗裂性能；提高韧性 30～100 倍；提高抗弯强度；提高抗拉强度 50%；提高抗冲击载荷达 10 倍。

耐热不锈钢纤维，不仅试验效果良好，而且在工业应用中已取得很好效果，性能提高数倍。适于在工业炉窑的关键部分使用，是一种具有广阔应用前途的快淬新材料。

表 11.10-25 熔抽耐热不锈钢纤维的主要牌号及参考性能

钢纤维合金牌号	GA（330）	GB（310）	GC（304）	GD（446）	GE（430）
熔点范围/℃	1 340～1 430	1 400～1 455	1 400～1 455	1 430～1 510	1 482～1 533
540℃时的热传导系数/W·(m²·K)⁻¹	70.4	59.1	65.9	81.2	48.3
870℃时的弹性模量/10⁴ MPa	13.4	12.4	12.4	9.65	8.27
870℃时的纤维抗拉强度/MPa	193	152	124	52.7	46.9
870℃时的线胀系数/10⁻⁶K⁻¹	17.64	18.58	20.16	13.14	13.68
质量分数为60%氧化铝耐火材料掺入质量分数为1.3%钢纤维在870℃×8 h烘烤后抗弯强度的增加	1.15	1.15	1.15	1.15	1.15
钢纤维增强质量分数为60%氧化铝耐火材料在870℃×8 h烧后吸收能量的增加	10～12	10～12	10～12	10～12	10～12
982℃×25 h后因渗碳作用而增加的碳含量（质量分数）/%	0.08	0.02	1.40	0.07	1.03
982℃焦炉煤气下的腐蚀率/(mil/a)（1 mil＝25.4 μm）	75	25	225	14	230
氮化腐蚀率，mil/年	60	230	590	1 120	900
982℃氧化循环条件下 1 000 h 后的失重率/%	18	13	70 (100 h)	4	70 (100 h)

编写：陈国钧（首钢冶金研究院）
王新林（钢铁研究总院）
孙桂琴（钢铁研究总院）
张 洛（上海钢铁研究所）

第 11 章　纳米晶合金

1　纳米晶软磁合金

具有单一均匀晶化相组织，而且晶粒尺寸小于 100 nm 的软磁合金称为纳米晶或超微晶软磁材料。这种合金通常用熔体快淬急冷法先制成非晶态薄带，再在高于晶化温度的一定温度下退火而获得。现在研究最多最具有实用价值的有二类合金：FeCuMSiB 系合金（M = Nb、Mo、V、Cr 等元素）和 FeMM′B 系合金（M = Nb、Zr、Hf、Co 等，M′ = Cu、Ge 等元素）。前者命名为 Finemet 合金，后者命名为 Nanoperm 合金。它们都是 Fe 基合金，因此有高 B_s 特征，同时又有与 Co 基非晶、FeNi 系坡莫合金相似的高磁导率，低损耗等特性，是目前软磁材料中综合性能最好的高技术新材料，也是当前研究开发和产业化的重点。

钴基、镍基纳米晶软磁合金尚在研究开发中。

1.1　纳米晶结构及其形成

非晶态薄带在晶化温度以上退火，在非晶基体上析出纳米尺度的晶化相，这就是纳米晶软磁合金的组织结构。这里首先要有促使形成非晶态的元素（例如 B、Si 等）。其次要有能增加晶化相形核率的元素（例如Cu)，要有能阻止晶化相长大（保持纳米尺度）的元素（例如Nb、Zr、Hf等）。

图 11.11-1 是典型成分为 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ Finemet 合金的组织结构示意图。在退火初期由于Cu不溶于Fe，Cu、Fe分离，Cu原子富集逐步形成原子团簇(Cluster)，其周围的 Fe 原子富集而成为bcc α－Fe(Si) 的晶核，与此同时非晶基体中的 Nb、B 含量也增加，使其晶化温度提高，又阻止了α－Fe (Si) 晶核的长大。晶化过程示于图 11.11-2，为Am→α－Fe (Si) ＋Am′→α－Fe（Si）＋Fe_2B（Fe_3B、$Fe_{23}B_6$）。

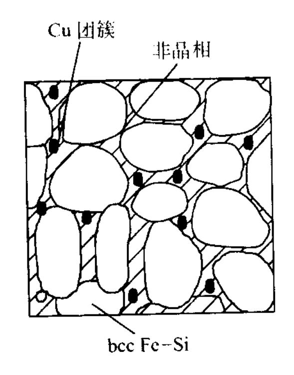


图 11.11-1　FeCuNbSiB系Finemet合金的组织结构

Cu 的加入使α-Fe（Si)晶化温度降低，Cu、Nb的同时加入使α-Fe（Si)的晶化温度和析出Fe-B化合物的晶化温度二者的间隔扩大，晶粒间的非晶晶界由于 Nb-B 含量的提高，更为稳定、阻止了晶粒的长大，这样就形成了单一的具有纳米尺度bcc α-Fe（Si)晶粒的均匀组织。在 FeCuNbSiB 合金中 α-Fe 中 x（Si）约达 20%。

在 Fe 基非晶 FeSiB 系合金中，晶化相尺寸在 0.1～1 μm 以上，而且还有 Fe-B 化合物的析出，很难得到单一均匀的 α-Fe（Si）纳米晶结构。

在 FeMM′B 系 Nanoperm 合金中，析出相为不含 Si 的纯 α-Fe相，它的长大受到周围富 M（= Nb、Zr、Hf 等）非晶晶界的制约，也形成单一纳米晶结构。

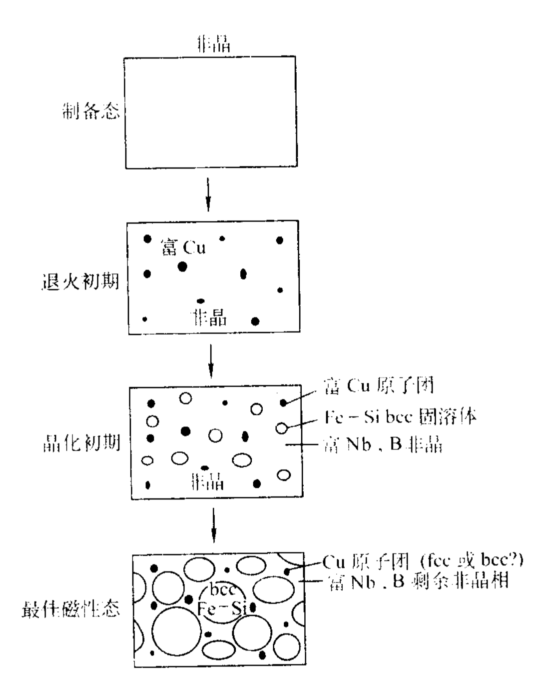


图 11.11-2　FeCuNbSiB 系合金晶化过程示意图

铁基纳米晶合金在磁性最佳时的组织结构大体是：晶化相：bcc α-Fe（Si）或 α-Fe，占体积分数约 70%。

晶化相尺寸 8～20 nm。

晶界非晶相厚约 1～3 nm。体积分数约 30%。

富 Cu－Fe 的顺磁性原子团簇（cluster)、直径约 5 nm。

1.2　软磁性起源

众所周知，高起始磁导率 μ_i 的物理前提是合金的饱和磁致伸缩系数 λ_s 和磁晶各向异性常数 K_1 趋于零。

与高镍坡莫合金和 Co 基非晶合金一样，可以用调整合金成分，使纳米晶软磁合金的 λ_s 减小或趋于零。

在 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_yB_{22.5-y}$ 合金系中，当 x（Si） = 16%～17%时 λ_s 趋于零，但磁性最好的成分恰是在 $Si_{13.5}B_9$ 处。退火后它的 λ_s 从 20×10^{-6} 降为 2×10^{-6}。此外在 Fe 基非晶合金中，它的 λ_s 达约 30×10^{-6}，退火后也可降到 10×10^{-6} 以下，但磁性也大大降低了。由此可知，低的 λ_s 不是获得高性能的唯一原因。

要获得优良的软磁性除 λ_s 要小以外，还要抑制合金的磁晶各向异性。德国真空熔炼公司的 Herzer 获得了图 11.11-3 的平均晶粒尺寸 D 与矫顽力 H_c 和初磁导率 μ_i（在 50 Hz，$H = H_c/100$ 下测量）的相互关系。在 $D < 40$ nm 区，H_c 和 $1/\mu_i$ 正比于 D^6；在 $D > 150$ nm 区，H_c 和 $1/\mu_i$ 正比于 $1/D$（图中虚线所示）。他把非晶合金的随机各向异性模型运用于此，认为在随机取向的铁磁耦合的细晶结构中，当晶粒尺寸 $D <$ Lex（Lex 为交换作用长度）时，晶粒间的铁磁交换耦合作用将抑制磁晶各向异性常数 K_1，局部的各向异性会被有效地抵消掉，这样使对软磁性有效的各向异性取决于 N 个晶粒各向异性平均涨落振幅，即合成的平均各向异性密度 $\langle K\rangle$（又叫有效磁各向异性常数）可表示如下

$$\langle K\rangle = \frac{K_1}{\sqrt{N}} \qquad (11.11\text{-}1)$$



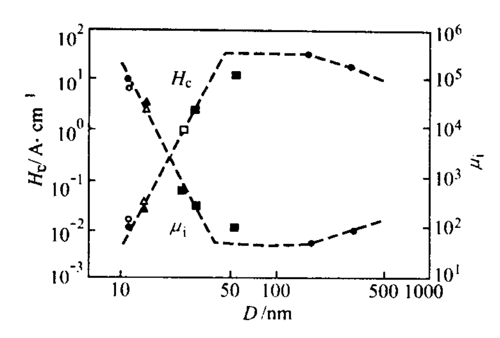


图 11.11-3 $Fe_{74.5-x}Cu_xNb_3Si_{22.5-y}$
合金的 H_c 和 μ_i 与晶粒尺寸 D 之间的关系
■ 不加 Cu，$x(B) = 9\%$；●○$x(Cu) = 1\%$，$x(B) = 9\%$
▲△$x(Cu) = 1\%$；●■▲ 空冷；○△ 炉冷

而

$$N = \left(\frac{L_{ex}}{D}\right)^3 \quad (11.11\text{-}2)$$

$$Lex = \sqrt{\frac{A}{<K>}} \quad (11.11\text{-}3)$$

把式（11.11-2）、式（11.11-3）代入式（11.1-1））就得到

$$<K> = \frac{K_1^4}{A^3}D^6 \quad (11.11\text{-}4)$$

式中，A 为交换作用劲度（即交换积分）。图 11.11-4 为根据此模型对 $x(Si) = 20\%$ 的 $\alpha-Fe$（Si）的平均各向异性 $<K>$ 与晶粒尺寸 D 相互关系的理论计算（$K_1 = 8\ kJ/m^3$，$A = 10^{11}\ J/m$。Herzer 进一步利用相干自旋转动模型（coherent Spin roration）得到如下的关系式

当 $D < L_{ex}$ 时

$$H_c = P_c\frac{<K>}{J_s} = P_c\frac{K_1^4D^6}{J_sA^3} \quad (11.11\text{-}5)$$

$$\mu_i = P_u\frac{J_s^2}{<K>} = P_u\frac{J_s^2A^3}{\mu_0K_1^4D^6} \quad (11.11\text{-}6)$$

当 $D = L_{ex}$ 时

$$H_c = P_c\frac{K_1}{J_s}(\text{达极大值}) \quad (11.11\text{-}7)$$

$$\mu_i = P_u\frac{J_s^2}{\mu_0K_1}(\text{达极小值}) \quad (11.11\text{-}8)$$

当 $D > \pi L_{ex}$（畴壁宽度）时

$$H_c = P_c\frac{\sqrt{AK_1}}{J_sD} \quad (11.11\text{-}9)$$

$$\mu_i = P_u\frac{J_x^2D}{\mu_0\sqrt{AK_1}} \quad (11.11\text{-}10)$$

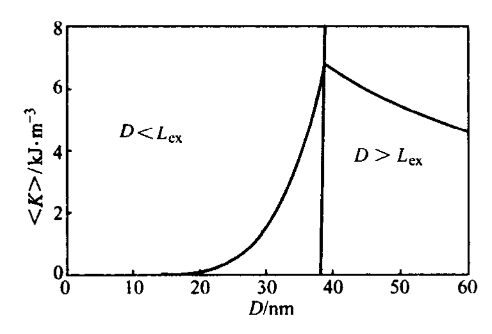


图 11.11-4 随机取向的 α-Fe-20%（摩尔分数）Si 有效磁各向异性 $<K>$ 与晶粒尺寸 D 的理论估算关系

图 11.11-5 汇总了晶态，非晶态以及纳米晶材料的 H_c 和晶粒尺寸的关系，与 Herzer 的假说很一致。此外，由上述公式计算得到的系数 P_c 和 P_u 值，H_c 的最大值和 μ_i 的最小值（式 11.11-7 和式 11.11-8）以及由晶化相 Fe-20%（摩尔分数）Si 合金计算得到的 L_{ex} 值（$D < L_{ex}$ 时遵循 D^6 规律，L_{ex} 约为 35 ~ 40 nm）与实测值都符合得较好。

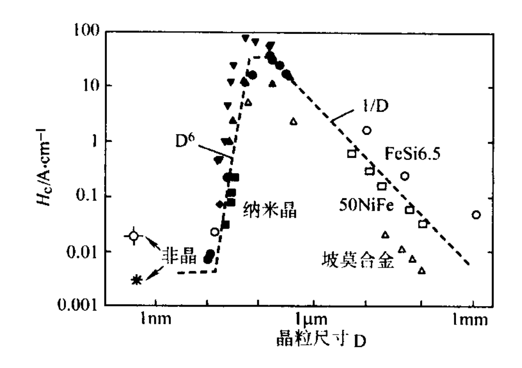


图 11.11-5 各种软磁合金的 H_c 与晶粒尺寸 D 的关系
▲ FeNbSiB；● FeCuNbSiB；◆ FeCuVSiB；■ FeZrB；▼ FeCoZr
○6.5Si - Fe；□50Ni - Fe；△高 Ni 坡莫合金；
¤ - Fe 基非晶；* - Co 基非晶

Herzer 的上述有效磁各向异性理论不足之处是没有考虑占体积约 30% 的铁磁性晶间非晶相的作用。实际上 Fe 基纳米晶软磁合金具有双相结构：纳米晶相和晶间非晶相，其磁性应该与二者的结构参数：D（纳米晶尺寸），δ（非晶相的原子短程有序范围）和 V（晶化相和非晶相的体积分数），以及磁参数（各向异性常数 K 和交换作用劲度 A）有关，我国有人提出如下公式

$$<K> = \left[\frac{K_cD^{3/2}}{\sqrt{3V_c}} + \frac{K_a\delta^{2/3}}{V_a}\right]^4(A_aV_a + A_cV_c)^{-3} \quad (11.11\text{-}11)$$

式中，K_c、V_c、A_c 和 D 为晶化相的局域磁各向异性、体积分数、交换作用劲度和晶粒尺寸

K_a、V_a、A_a 和 δ 为晶界非晶相的局域磁各向异性，体积分数，交换作用劲度和原子短程有序范围。

由公式可知，磁性与 D^6 关系依然成立，当 D、δ、K_a、K_c 降低，而 A_a、A_c 增大时，$<K>$ 下降。当 V_c（或 V_a）为某一临界值时 $<K>$ 达最小。

更进一步的研究发现，当晶间非晶相有高的 T_c，以及它的饱和磁化强度 M_s 与晶化相的 M_s 越接近时，磁性越好。因为这样会使通过非晶相而相互作用的晶粒间的铁磁交换作用加强，晶界处杂散磁场减小，磁化均匀，畴壁容易位移。

纳米晶软磁合金在制备态的磁畴宽约 5 ~ 10 μm，壁厚约 50 nm。退火后由于局域磁各向异性的作用，表面会出现波浪形的条纹畴，畴的尺寸与析出纳米晶似无关系，而且纳米晶对畴壁移动不起钉孔作用。尺寸仅 5 nm 的 Cu-Fe 顺磁性原子团簇也不起钉孔作用。因此有很低的矫顽力。

1.3 FeCuMSiB 系 Finemet 型合金

Finemet 合金是日立金属公司发明（1988 年）的，也是现在商品化、产业化最好的纳米晶软磁合金。2002 年我国产量约 600 t。日立金属公司 1991 年月产 1 t，1995 年后月产 30 ~ 50 t，现在可能已达每月 100 t 以上。

图 11.11-6 列出 $FeCu_1Nb_3$-Si-B 系合金的 λ_s、T_c、T_x 以及初始相对磁导率 μ_r（1 kHz，$H = 0.4$ A/m）、B_s 和成分间关系。

图 11.11-7 为 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_yB_{22.5-y}$ 合金的 Si% 与 μ_r（1 kHz,

$H=0.4$ A/m）λ_s、D 和点阵常数 a 之间的关系。μ_r 最高时的 Si 含量为 13.5%。$\lambda_s\to0$ 时的 Si 含量 x（Si）为 16.5%。

(a) λ_s 与成分关系

(b) T_c 与成分关系

(c) T_x 与成分关系

(d) μ_r(1kHz、H=0.4A/m)、B_s 与成分的关系
A区—高 μ_r(×10⁴)虚线；B区—高 B_s(T)实线

图 11.11-6 （Fe-Cu₁-Nb₃）-Si-B 系合金的 λ_s(a)、T_c(b)、T_x(c) 和 μ_r、B_s(d) 与成分间的关系

图 11.11-8 为退火温度对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金 μ_s、λ_s 和 D 的影响。最佳退火温度约为 550℃（保温 1 h）。

图 11.11-9 为退火温度对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{16.5}B_6$ 合金 H_c、λ_s、晶化相体积分数 V_{cr} 和 D 的影响。最佳退火温度约在 500℃（保温 1 h）。

图 11.11-10 为各种合金元素 M 对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 系合金的晶粒尺寸和初始相对磁导率的（1 kHz、$H=0.4$ A/m）的影响。性能最好的元素是 Nb、Zr、Mo、Hf、Ta、W 等。

与坡莫合金，非晶态合金一样，利用纵向或横向磁场处理方法可以改变磁滞回线形状及其他磁性能指标，见图 11.11-11。

图 11.11-12 列出三种处理方式后的损耗（a）和磁导率（b）曲线。

高 B_r 或低 B_r 状态的Finemet合金的高频损耗与最好的 Co 基非晶合金接近（见图 11.11-13），但它的 B_s 要高 1 倍。在单极脉冲磁化时，其脉冲磁导率 μ_P 要比钴基非晶或 Mn－Zn铁氧体优越的多（见图 11.11-14）。

对 $\lambda_s\to0$ 的 $Fe_{74}Cu_1Nb_3Si_{15.5}B_{6.5}$ 合金进行横向磁场退火，获得了更高的磁性（见表 11.11-1）。可以用缩短横向磁场退火时的保温时间来提高磁导率。

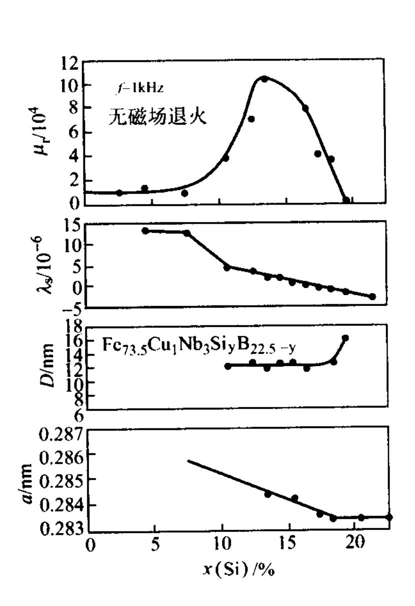


图 11.11-7 最佳退火状态 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_yB_{22.5-y}$ 系合金中 Si 含量对 μ_r、λ_s、D 和 a 的影响

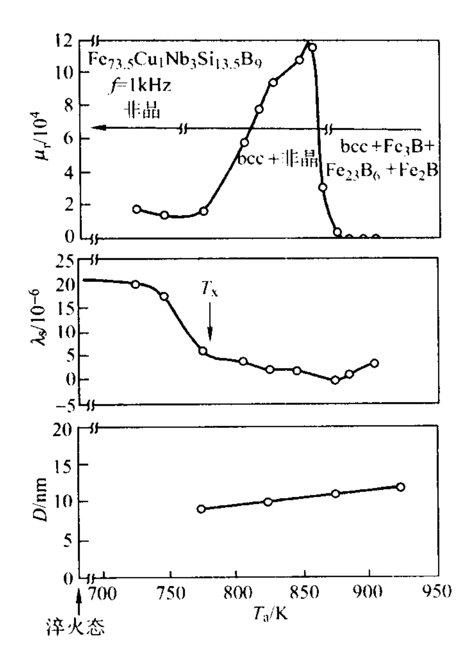


图 11.11-8 退火温度（T_a）对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$ 合金 μ_r、λ_s 和 D 的影响（保温 1 h）

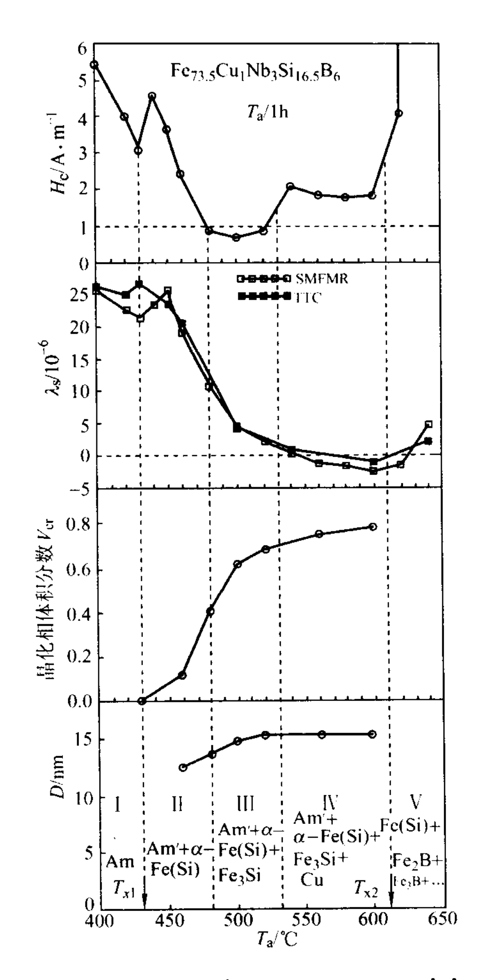


图 11.11-9 退火温度（T_a）对 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{16.5}B_6$ 合金 H_c、λ_s、V_{cr} 和 D 的影响（保温 1 h）（SMFMR 和 TTC 是两种测 λ_s 的方法）

图 11.11-15，列出了该合金的起始相对磁导率（H = 0.05 A/m）与频率的关系，并与其他软磁材料进行了对比，其性能已与 Co 基非晶相等。

我国标准牌号 1K107 类似于 Finemet 合金，它的性能标准及国内能批量供应的纳米晶软磁合金性能列于表 11.11-2、实验室水平列于表 11.11-3。

国外的生产牌号和性能列于表 11.11-4 和表 11.11-5。

与日立金属相比（表 11.11-4），我国 1K107 合金的 B_S < 1.3T，仅与其 FT－3 型相当。B_S 达 1.35T 和 1.5T 的 FT－1 和 FT－2 型合金，国内尚不能生产。

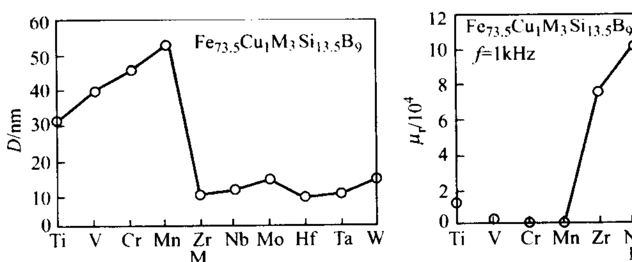


图 11.11-10 合金元素 M 对 $Fe_{73.5}Cu_1Mb_3Si_{13.5}B_9$ 合金晶粒尺寸 D 和起始相对磁导率 μ_r（H = 0.4 A/m，1 kHz）的影响

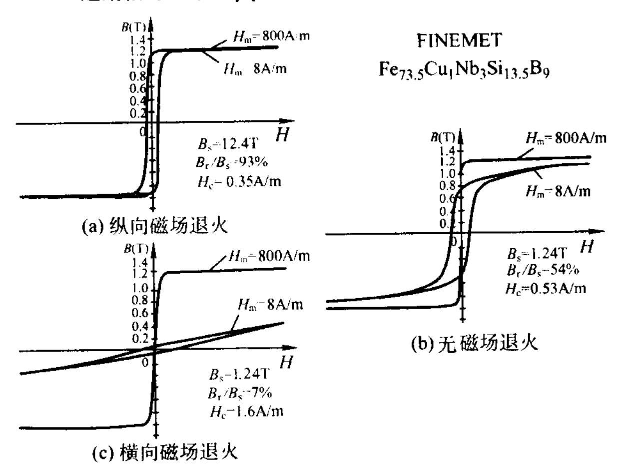
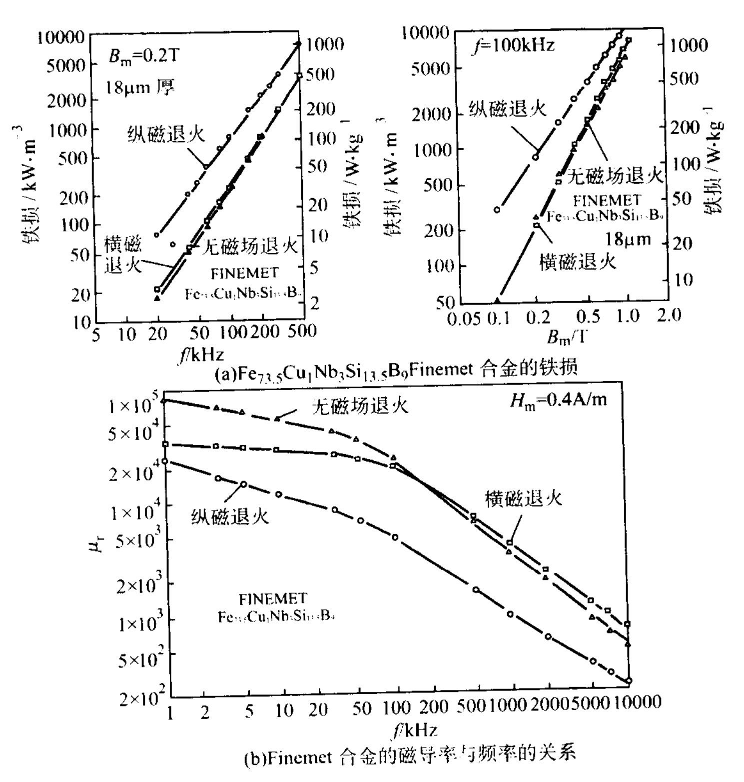


图 11.11-11 Finemet 合金在有或无磁场中退火后的直流磁滞回线

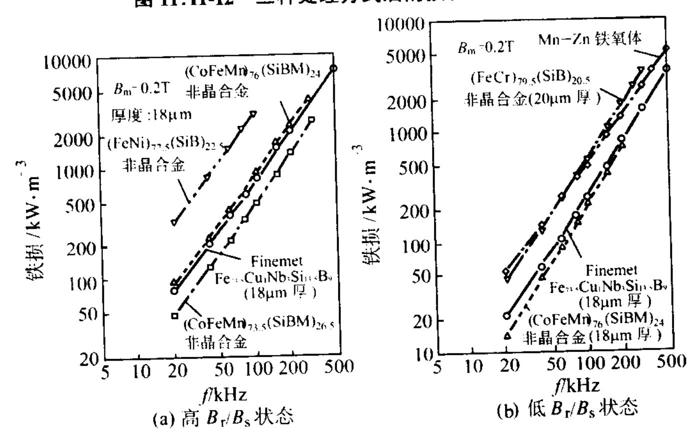




(a)$Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$Finemet 合金的铁损

(b)Finemet 合金的磁导率与频率的关系

图 11.11-12 三种处理方式后的损耗和磁导率



(a) 高 B_r/B_s 状态　(b) 低 B_r/B_s 状态

图 11.11-13 在高 B_r/B_s 和低 B_r/B_s 状态 Finemet 合金的铁损与其他材料比较

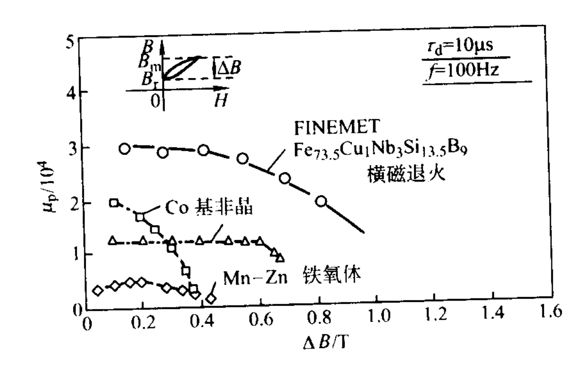


图 11.11-14 某些软磁材料在脉宽 $\tau_\alpha = 10$ μs 时的有效脉冲相对磁导率（μ_p）与 ΔB（T）关系

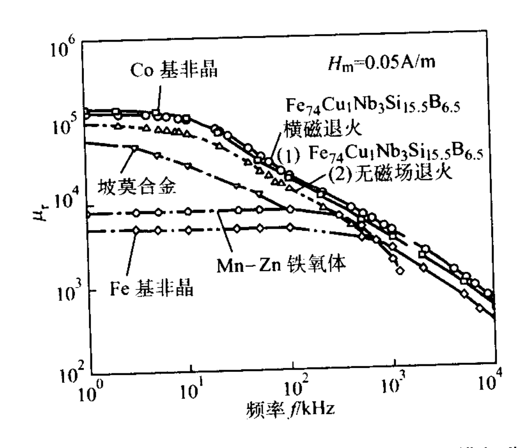


图 11.11-15 $\lambda_s \to 0$ 的 $Fe_{74}Cu_1Nb_3Si_{15.5}B_{6.5}$ 合金在横向磁场（1）和无磁场退火（2）后的磁导率-频率曲线并与其他材料的比较

德国 VAC 公司引进了日立金属 $\lambda_s \to 0$ 的Finemet型合金的专利技术，其基本成分为 $Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{15.5}B_7$，$B_S$ 值为 1.2T。共有 3 个商品牌号，都是低 B_r 扁平型回线，只是磁导率不同（表 11.11-5）。



表 11.11-1　横向磁场退火（H⊥T）对 $\lambda_s=0$ 的 Finemet 合金磁性影响

材　料		退火条件	B_{800} /T	$B_r B_{800}^{-1}$ /%	μ_r（$H=0.05$ A/m）			μ_r（$H=0.4$ A/m）	P_{cv} /kW·m^{-3}		P_{cm} /W·kg^{-1}	
					1 kHz	1 kHz	100 kHz	1 kHz	20 kHz	100 kHz	20 kHz	100 kHz
N	$Fe_{74}Cu_1Nb_3Si_{15.5}B_{6.5}$	550℃×10 minH⊥T	1.23	16	135 000	109 000	21 600	150 000	12	220	1.6	30
		550℃×15 minH⊥T	1.23	8	117 000	100 000	23 800	129 000	12	220	1.6	30
		550℃×60 minH⊥T	1.23	4	78 500	74 500	27 400	83 300	11	220	1.5	30
		550℃×60 min(无磁场)	1.23	64	88 000	61 800	16 200	95 300	22	250	3.0	34
A	$(CoFeMo)_{72.5}(SiB)_{17.5}$		0.55	15	130 000	100 000	15 000	150 000	14	230	1.8	30
	$(FeCr)_{79.5}$ $(SiB)_{20.5}$		1.44	16	5 900	5 800	5 800	6 000	63	520	8.8	72
C	Mn－Zn ferrite		0.40	30	10 000	10 000	9 600	—	—	—	—	—
	Permalloy		0.70	62	55 500	31 000	8 000	62 500	—	—	—	—

注：N：纳米晶合金；A：非晶态合金；C：晶体材料 。
　　B_{800}：磁通密度（$H=800$ A/m）；
　　P_{cv}：体积铁损（$B_m=0.2$ T）；
　　P_{cm}：质量铁损（$B_m=0.2$ T）。

表 11.11-2　能批量供应的铁基纳米晶合金性能（包括三种磁滞回线形状）

成分（摩尔分数）/%	B_s/T	B_r/B_s	H_c /A·m^{-1}	$\mu_{0.08}$	μ_m	损耗 /W·Kg^{-1}	λ_s /10^{-6}	ρ /μΩ·cm	T_c /℃
正常回线（R 回线）FeCuNbSiB	≥1.20	约 0.6	≤1.0	≥80 000	≥400 000	$P_{0.5/20\ K}\leq 25$，$P_{0.3/100\ K}\leq 150$	2	80	570
FeCuMoSiB	≥1.20	约 0.6	≤1.2	≥50 000		$P_{0.5/20\ K}\leq 35$			
FeCuNbVSiB	≥1.10	约 0.6	≤1.0	≥70 000		$P_{0.5/20\ K}\leq 30$			
矩形回线合金（Z 回线）FeCuNbSiB	≥1.20	≥0.85	≤1.6		≥300 000	$P_{0.3/100\ K}\leq 200$			
低 B_r 扁平回线合金（F 回线）FeCuNbSiB	≥1，20	≤0.20	≤1.6	≥15 000①		$P_{0.5/20\ K}\leq 25$，$P_{0.3/100\ K}\leq 120$			
1K 107J	（B_{800}）>1.10	>0.85	<2.0			$P_{0.5/20\ K}<35$			
1K 107 FeCuMSiB（M＝Nb，Mo，V…）	>1.10	约 0.60	<1.6	>80 000		$P_{0.5/20\ K}<30$	<2	110	570
1K107H	>1.00	<0.10	<1.6			$P_{0.5/20\ K}<25$			

①　该类合金的单极性脉冲性能如下：$\Delta B=0.6$T，$\tau=1$ μs，$\mu_p\geq 8\ 000$；$\Delta B=0.9$T，$\tau=3$ μs，$\mu_p\geq 10\ 000$。

表 11.11-3　我国铁基纳米晶软磁合性能水平

成分（摩尔分数）/%		B_s/T	B_r/B_s	H_c /A·m^{-1}	$\mu_{0.08}$	μ_m	损耗/W·kg^{-1}	脉冲特性		
								ΔB/T	τ/μs	μ_P
R回线合金	FeCuNbSiB	1.26	约 0.6	0.6	140 000		$P_{0.5/20\ K}=15$，$P_{0.2/100\ K}=31.2$			
	FeCuMoSiB	1.23	约 0.6	0.8	100 000		$P_{0.5/20\ K}=19.4$			
	FeCuNbVSiB	1.15	约 0.6	0.64	110 000		$P_{0.2/100\ K}=29.3$			
Z回线合金	$Fe_{73.5}Cu_1Nb_3Si_{13.5}B_9$	1.20	0.85	0.38		1 680 000	$P_{0.2/25\ K}=18.6$ $P_{0.2/100\ K}=142.9$			
	$Fe_{74}Cu_1Mo_{2.5}Si_{13.5}B_9$	1.31	0.89	0.65		1 340 000	$P_{0.2/25\ K}=15.1$，$P_{0.2/100\ K}=89.2$			
	$Fe_{71.5}(CuCrV)_{7.5}Si_{12}B_9$	1.02	0.91	0.40		820 000	$P_{0.2/100\ K}=112$			
F回线合金	$Fe_{73.5}Cu_{1.2}Nb_{3.2}Si_{13.1}B_9$	1.16	≤0.1	0.64			$P_{0.5/20\ K}=12.8$，$P_{0.3/100\ K}=68.2$ $p_{0.2/200\ K}=104.5$	0.4	1 10	24 100 45 000
								0.7	1 10	8 900 27 000

表 11.11-4　日立金属公司 Finemet 型合金的商品牌号和性能

性　能	高 B_r（H 型）			中等 B_r（M 型）			低 B_r（L 型）			
	FT-1H	FT-2H	FT-3H	FT-1M	FT-2M	FT-3M	FT-1L	FT-2L	FT-3L	FT-35
B_s/T	1.35	1.45	1.23	1.35	1.45	1.23	1.35	1.45	1.23	1.23
H_c/A·m^{-1}	0.8	1.9	0.6	1.3	1.8	2.5	1.6	3.1	0.6	0.6
(B_r/B_s) /%	90	90	90	60	50	50	7	10	5	10
μ_e① (1 kHz)	5 000	18 000	30 000	70 000	50 000	70 000	22 000	18 000	50 000	100 000
μ_e① (100 kHz)	1 500	1 000	15 000	15 000	9 000	15 000	16 000	15 000	16 000	—
$P_{0.2/100\,K}$/kW·m^{-3}	950	1 500	600	350	500	300	310	320	250	250
λ_s/10^{-6}	2.3	5.5	0	2.3	5.5	0	2.3	5.5	0	0
T_c/℃	570	>600	570	570	>600	570	570	>600	570	570

①　H = 0.4 A/m。

表 11.11-5　德国 VAC 公司铁基纳米晶软磁合金的磁性

材　料	饱和磁通密度 B_s/T	矫顽力 H_C/A·m^{-1}	起始磁导 $\mu_{0.4\,A/m}$(50 Hz)	矩形比 B_r/B_s	损　耗 /W·kg^{-1}	饱和磁致伸缩 λ_s/10^{-6}	电阻率 ρ/$\mu\Omega$·cm	居里温度 /℃
Vitroperm 500F	1.2	0.5	20 000 60 000 80 000	0.05	$P_{0.2/20\,K}\leqslant 1.4$ $P_{0.2/100\,K}\leqslant 35$ $P_{0.3/100\,K}\leqslant 100$	<0.5	115	600
Vitroperm800F	1.2		80 000 100 000	0.1				600
Vitroperm 850F	1.2		145 000	0.1				600

图 11.11-16 为我国低 B_r1K107H 合金的磁导率和损耗特性曲线。

图 11.11-17 为日立金属 FT-3M（B_r/B_s 适中）合金的磁导率和损耗曲线

图 11.11-18 为德国 VAC 的低 B_r Vitroperm500F和800F的磁导率和损耗曲线。

图 11.11-19 是环境温度和 100℃时效时间对Finemet合金磁性的影响，并与其他材料对比。前者比铁氧体好，后者比 Co 基非晶优。

实际应用表明：Finemet合金有良好的磁性稳定性：在 -55～180℃范围内进行温度冲击 10 次，在 -40℃～130℃环境温度范围内或者在 100～180℃时效 500～1 000 h，其 B_s、B_r/B_s、μ_i、铁损 P_c 以及 H_c 的变化不大于 5%～10%，优于坡莫合金，Fe 基和 Co 基非晶合金以及铁氧体。这与该合金具有高的居里温度（570～600℃）是分不开的。

1.4　FeMM′B 系 Nanoperm 型合金

Nanoperm合金由于 Fe 含量比Finemet合金高，因此 B_S 更高。它也形成纳米晶结构，磁性很软。因此综合磁性更好。

Nanoperm合金在高频使用，性能与坡莫合金、Co 基非晶、Finemet合金相当；在工频（低频）下使用，其损耗比取向硅钢、Fe 基非晶合金更小，因此是一种多功能的软磁合金。但是由于含Zr、Nb、Hf等易氧化元素多，须在真空或氩气保护下制备，成本很高，至今尚未产业化。但各国特别是日本正在大力开发和改进这类合金。

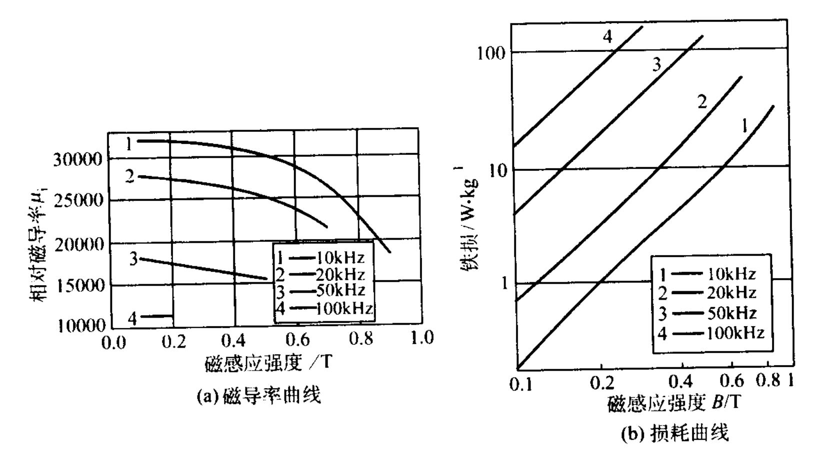


图 11.11-16　我国低 B_r 铁基纳米晶软磁合金 1K107H 的磁导率和损耗特性曲线

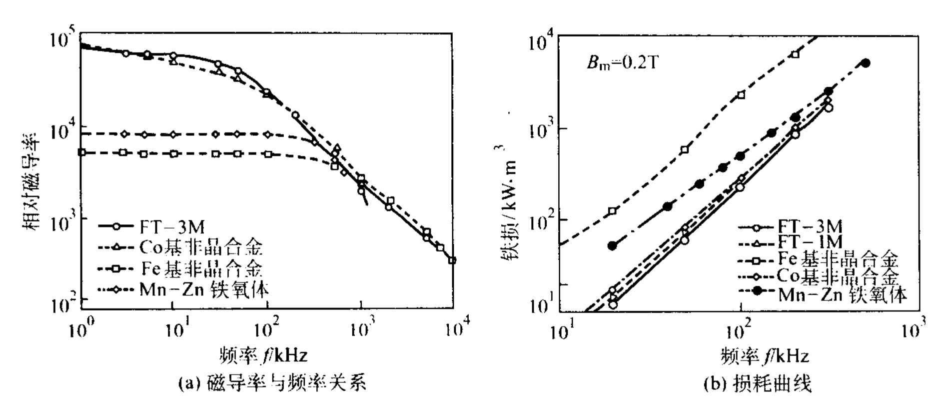
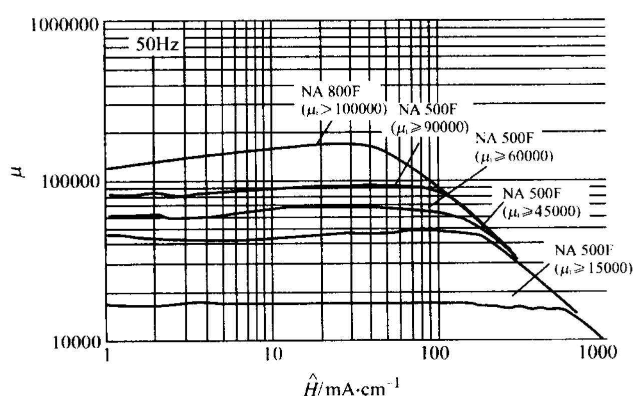
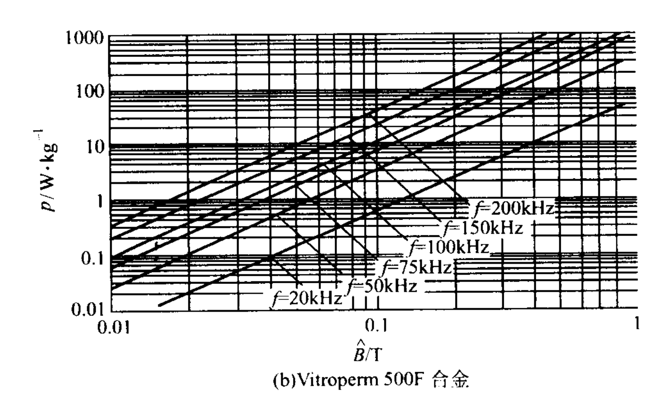


图 11.11-17　日立金属公司的正常回线铁基纳米晶合金的磁导率和损耗曲线



(a) 纳米合金 (NA)Vitroperm 500F 和 800F 合金



(b)Vitroperm 500F 合金

图 11.11-18　德国 VAC 公司的低 B_r 铁基纳米晶合金的磁导率 μ (a) 和损耗 P (b) 曲线

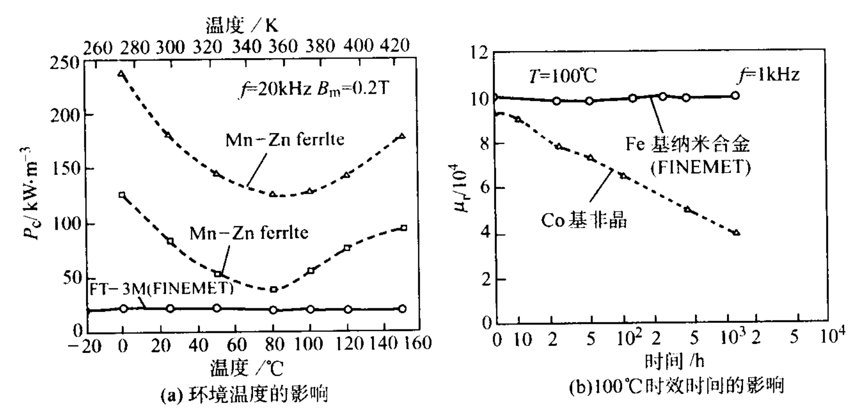


图 11.11-19　环境温度和 100℃时效时间对 Finemet 合金磁性的影响

Nanoperm 系合金是 1990 年日本东北大学和 Alps 电气公司的学者共同发明的，比发明 Finemet 合金晚了两年。

图 11.11-20 列出FeMB(M = Zr、Hf、Nb)三元系合金薄带的组织，B_S 和 μ_e（有效磁导率、f = 1 kHz、H = 0.4 A/m）与组成间的关系。

图 11.11-21 为FeZrNbB四元合金和FeZrNbBCu五元合金的结构、性能与组成的关系。

这类合金的性能列于表 11.11-6。表中还列出Finemt合金、Co基和Fe基非晶合金的性能水平进行比较。五元系合金的磁性最好，但 B_S 值也降低了一些。另外，与Finemet合金相比，其高频损耗稍差了些，可能与其电阻率低有关。

图 11.11-22 示出退火温度对五元系合金磁性的影响。最佳退火温度为 520 ~ 540℃。

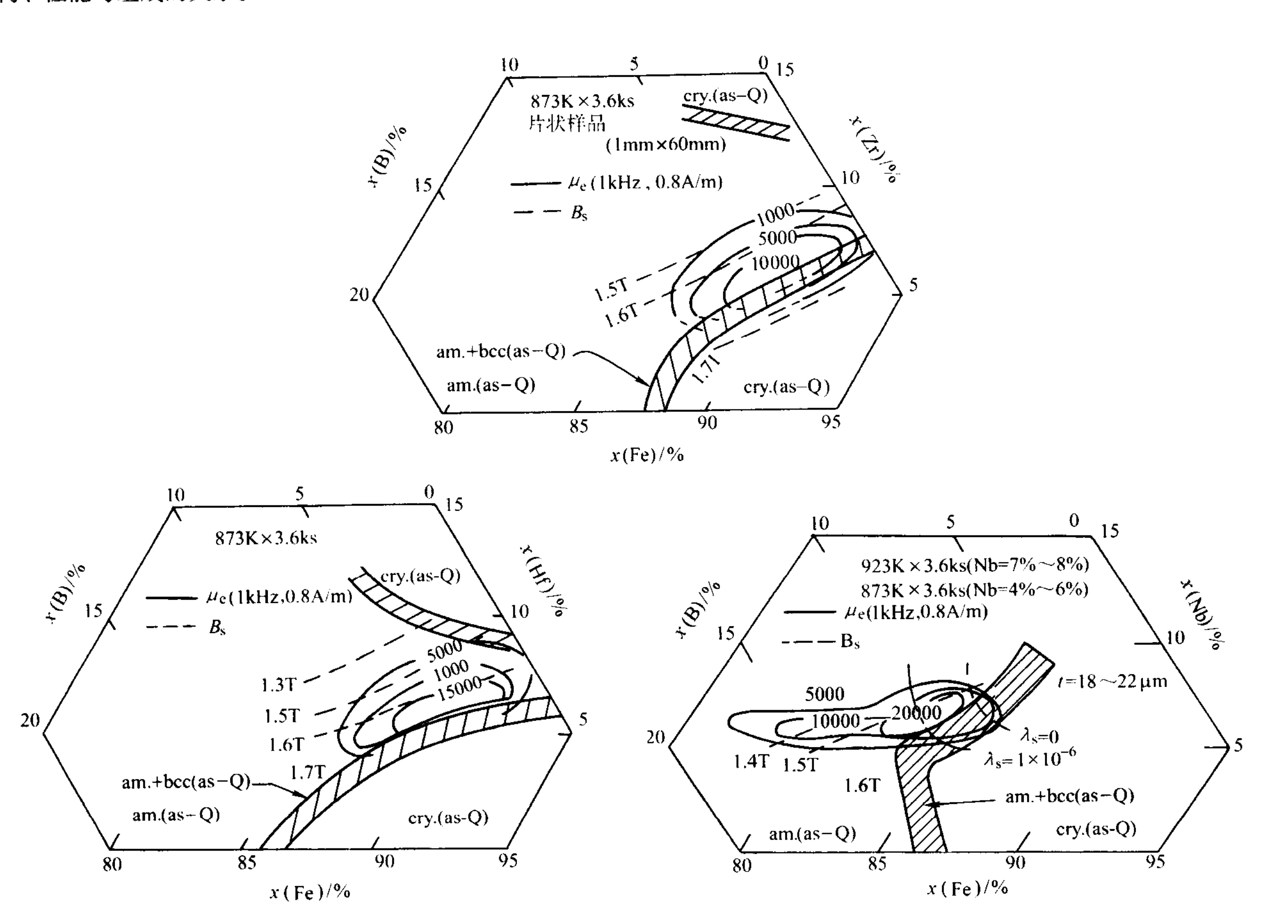


图 11.11-20　FeMB（M = Zr、Hf、Nb）系三元合金的 μ_e（1 kHz、0.8 A/m）、B_s、λ_s 及组织结构示意图

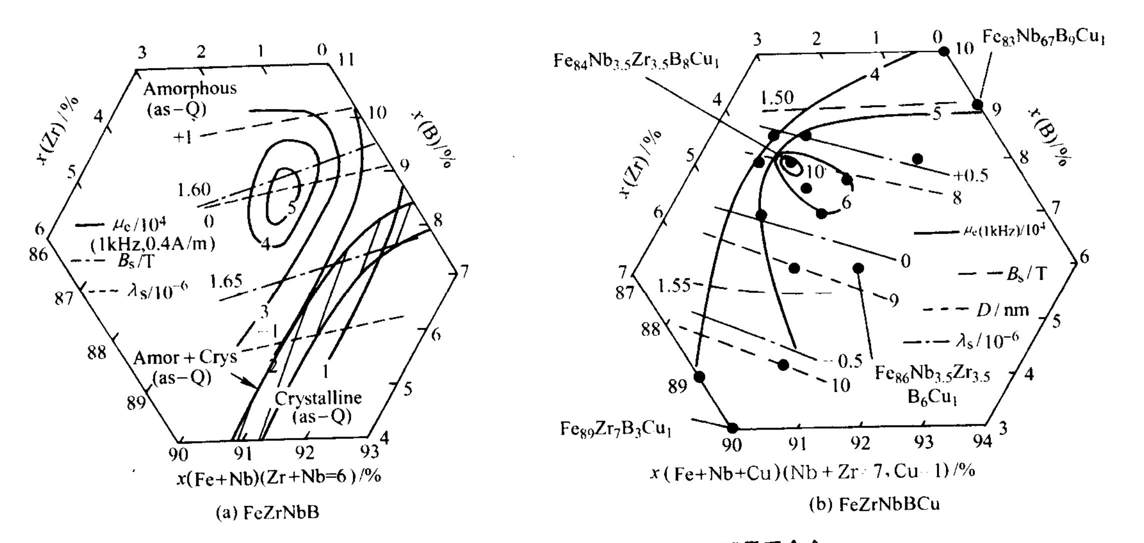


图 11.11-21　FeZrNbB 四元合金和 FeZrNbBCu 五元系合金的组成与 μ_e（1 kHz、0.4 A/m）、B_s、λ_s 和晶粒尺寸 D 的关系



表 11.11-6 急冷非晶和纳米晶软磁合金薄带性能

	合金（摩尔分数）/%	带厚 /μm	$\mu_e^{(1\ kHz)}$ /10^4	H_C /$A \cdot m^{-1}$	B_s /T	损耗/$W \cdot kg^{-1}$ $P_{1.4/50}$	损耗/$W \cdot kg^{-1}$ $P_{0.2/100}$	λ_S /10^{-6}	ρ /$\mu\Omega \cdot m$	D /nm
纳米晶合金	Nanopenm 型									
	$Fe_{90}Zr_7B_3$	20	2.9	5.50	1.63	0.21	79.7	-1.1	0.44	16
	$Fe_{90}Hf_7B_3$	18	3.2	4.50	1.59	0.14	59.0	-1.2	0.48	
	$Fe_{84}Nb_7B_9$	22	3.6	7.00	1.50	0.14	75.7	+0.1	0.58	10
	$Fe_{89}Zr_7B_3Cu_1$	20	3.4	4.50	1.64		85.4	-1.1	0.51	12
	$Fe_{82\sim91}Zr_{5\sim8}B_{1\sim12}Cu_1$		1.0~4.8	2.4~8.0	1.25~1.65					
	$Fe_{83}Nb_7B_9Cu_1$	19	5.8	3.80	1.52		54.7	+1.1	0.64	
	$Fe_{83}Nb_7B_9Ga_1$	19	3.8	4.80	1.48	0.22	47		0.70	10
	$Fe_{85.5}Zr_2Nb_4B_{8.5}$	22	6.0	3.0	1.64	0.09		-0.1		
	$Fe_{98.7\sim89.6}Co_{0.5\sim1.3}Zr_7B_3$		2.3~2.7	4~5	1.65~1.70					16
	$Fe_{88.2}Co_{1.8}Zr_7B_2Cu_1$	22	4.8	4.20	1.70	0.08	80.8	-0.1	0.53	
	$Fe_{86}Zr_{3.25}Nb_{3.25}B_{6.5}Cu_1$	19	11.0	2.0	1.61		60	-0.3	0.56	
	$Fe_{84}Zr_{3.5}Nb_{3.5}B_8Cu_1$	19	12.0	1.7	1.53	0.06	58.7	+0.3	0.61	8
	$Fe_{85.6}Zr_{3.3}Nb_{3.3}B_{6.8}Cu_1$	18	16.0	1.2	1.57	0.05	49.0	-0.3	0.54	
	$Fe_{83}Zr_{3.5}Nb_{3.5}B_8Cu_2$	20	12.0	1.8	1.45			+0.8		
	Finemet 型									
	$Fe_{73.5}Nb_3Cu_1Si_{13.5}B_9$	18	10~15	0.50	1.24		38.2	+2.1	1.15	10~20
	$Fe_{74}Nb_3Cu_1Si_{15.5}B_{6.5}$	18	1.5	0.50	1.23		30			
	$Fe_{74}Nb_3Cu_1Si_{16}B_6$	18	8.6	2.10	1.22		34.1	0		
	$Fe_{81.5}Nb_3Cu_1Si_2B_{12.5}$	18	1.4	10.4	1.56		82	+6		
	$Fe_{73.5}Ta_3Cu_1Si_{13.5}B_9$	18	8.7	1.3	1.14		40	+3.3		
	$Fe_{73.5}Mo_3Cu_1Si_{13.5}B_9$	18	7.0	1.1	1.21		38.2	+4.1		
	$Fe_{71}Co_{10}Cu_1Nb_3Si_2B_{13}$	18	0.6	2.0	1.62		74.8			
	$Fe_{73.5}Zr_3Cu_1Si_{13.5}B_9$	18	7.5	1.3	1.20		48	+3.3		
非晶态合金	$Co_{65.7}Fe_{4.3}Si_{17}B_{13}$	20	12	0.48	0.53			0		
	$Co_{62}Fe_4Ni_4Si_{10}B_{20}$	20	12	0.16	0.54					
	$(CoFeMo)_{72.5}(SiB)_{27.5}$	20	15		0.55		30	0		
	$Co_{81.5}Mo_{9.5}Zr_9$		2.1	0.24	0.73				1.25	
	$Co_{70.5}Fe_{4.5}Si_{10}B_{15}$	21	7.0	1.20	0.88		60	0	1.47	
	$Co_{70}Mn_6B_{24}$	20	2.6	0.40	0.95					
	$Co_{75.3}Fe_{4.7}Si_4B_{16}$		5.5	1.20	1.10					
	$Fe_{87}Zr_7B_5Ag_1$		14.6①	1.60	0.45		$P_{0.1/100\ K}=50$	+2.5	4.50	
	$Fe_{87.3}Zr_{5.9}B_{6.5}Ag_{0.3}$		28.7①	1.20	0.34			+1.49	1.35	
	$Fe_{78}Si_9B_{13}$	20	1.0	2.4	1.56	0.24	166	+27	1.37	
	$(FeCr)_{79.5}(SiB)_{20.5}$	20	0.6	6.9	1.44		64	+20		
	$Fe_{81}B_{13}C_6$	40			1.63	0.155				
	$Fe_{81}B_{13}Si_4C_2$	150			1.68	0.06				
	$Fe_{81}B_{13}Si_6$	150			1.67	0.075				
	$Fe_{76}B_{14}Si_{10}$	250			1.59	0.055				

① 测量磁场 $H_m=0.16$ A/m，其余为 0.4 A/m。

图 11.11-23，示出 3~5 元系Nanoperm合金的 λ_s、D 和磁性间关系。在 FeZrB 合金中加入 Nb 和 Cu 使晶粒更细小（<8 nm）；λ_s 减小更接近零（0.3×10^{-6}）；晶间非晶相的 T_c 提高，增强了晶粒间交换耦合作用；Fe 含量高（摩尔分数约 85%）并析出纯 α-Fe 纳米晶，这样就改善了Nanoperm合金的性能。

图 11.11-24 列出 Nanoperm 合金在高频和低频下的损耗。

Fe 基非晶合金的工频损耗（$P_{14/50}$）为取向硅钢的 1/5，Nanoperm合金的损耗可达到取向硅钢的 1/10。研制能替代取向硅钢，并优于 Fe 基非晶合金的高效节能配电变压器铁芯用高 B_s 低 P_c 合金，正是现在日本“官、产、学”联合攻关的目标（见表 11.11-7）。

1.5 非晶、纳米晶软磁合金的供货方式及铁芯系列应用简介

1.5.1 供货方式及尺寸

与晶态软磁合金相似，非晶、纳米晶合金可以制作成半成品——条或薄带形式供应，也可以经热处理的铁芯形式供应。



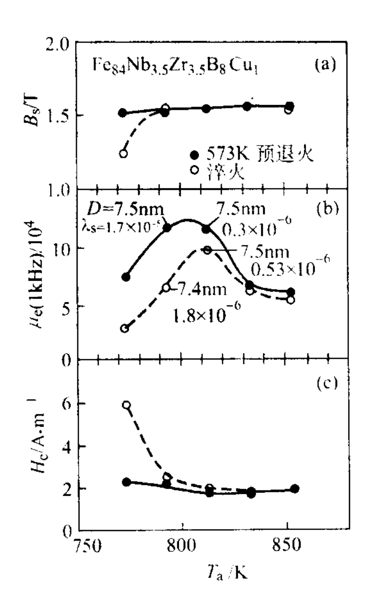


图 11.11-22 退火温度（T_a）对 $Fe_{84}Nb_{3.5}Zr_{13.5}B_9Cu_1$ 合金 B_s、μ_e（1 kHz、0.4 A/m）和 H_c 的影响

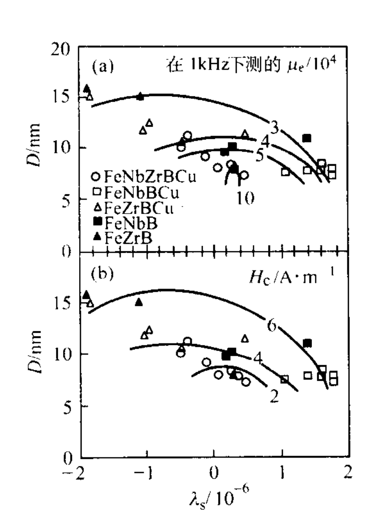


图 11.11-23 三元、四元和五元 Nanoperm 合金的平均晶粒尺寸 D、λ_s 与 μ_e（1 kHz 下测）(a)、H_c(b) 的相互关系

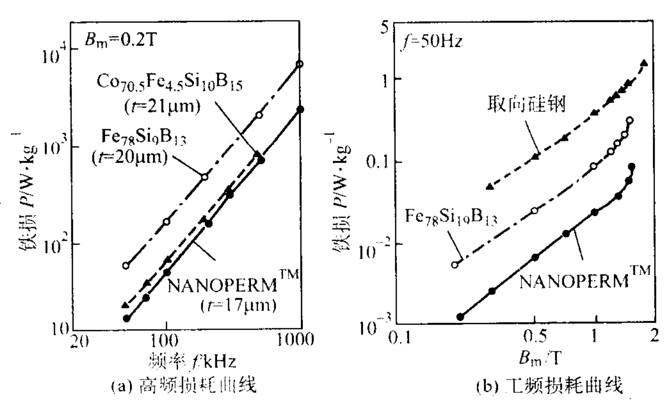


图 11.11-24 Nanoperm 型合金在高频与工频时的损耗曲线

表 11.11-7 配电变压器用铁芯材料的变迁

材料		Z6H	2605SC（1979 年）	2605S2（1980 年）	2605TCA（1991 年）	2605SA－1（1997 年）	今后纳米软磁合金（Nanoper 型 1999 年）①
		取向硅钢	$Fe_{81}Si_{3.5}B_{13.5}C_2$	$Fe_{78}Si_9B_{13}$		$Fe_{80}Si_9B_{11}$	[FeMB（M＝Nb、Zr）]
B_s/T	退火态	2.03	1.61	1.56	1.56	1.59	≥1.6②
	淬火态			1.52	1.49	1.57	
μ_m	退火态		300 000	600 000	600 000	600 000	
	淬火态		＞40 000	45 000	45 000	45 000	
$P_{14/50}$/W·kg^{-1}		0.9	0.27	0.21	0.21	0.20	≤0.1①②
ρ/μΩ·cm		45	125	130	137	130	(50～60)①
$\lambda_s/10^{-6}$		7	30	27	27	27	＜±1①②
d/g·cm^{-3}		7.65	7.32	7.18	7.18	7.20	(约 7.70)①
T_c/℃		746	370	415	415	392	＞770①②
T_x/℃			480	550	550	507	(约 500)①
HV		210	1 050	900	860	900	(约 1400)①
连续工作温度/℃		＞150	125	150	150	150	＞150
叠片系数		≥0.97	＞0.75～0.80	＞0.75～0.80	＞0.78～0.86	＞0.79～0.88	＞0.90②

① Nanoperm 合金已达到的水平。
② 新型配电变压器铁芯材料的性能要求。



带的尺寸为：　厚　0.015～0.04（mm）±10%～15%
　　　　　　　宽 $0.5 \sim 220^{+0.1\sim0.5}_{-0.2\sim1.0}$（mm）
条的尺寸为：　厚 0.025～0.04±0.005（mm）
　　　　　　　宽 $0.5 \sim 3.0^{+0.1}_{-0.2}$（mm）
　　　　　　　长≥8（mm）

由于带很薄，故铁芯形状只有带绕环形、矩形、切割 C 形以及带气隙的环形铁芯 4 种。国内外尚没有非晶和纳米晶软磁合金铁芯尺寸的统一标准，各个公司生产的规格也不尽相同。国内目前供应的这 4 种铁芯的尺寸范围如下。

（1）带绕环形铁芯

1）大尺寸　外径 60～590 mm，内径 35～510 mm，高 15～90 mm，主要用于电流互感器铁芯，逆变电源铁芯等电力电子技术；

2）中尺寸　外径 8～70 mm，内径 6.0～55 mm，高4.0～35 mm 主要用于漏电开关零序互感器，开关电源，各类电感，扼流圈铁芯等；

3）小尺寸　外径 3～26 mm，内径 1.5～16 mm，高 2～7.2 mm，主要用于尖峰或噪声抑制器，ISDN 接口电感，磁放大器以及小磁珠等场合，最小铁芯可为 $\phi 3/2 \times 2$（mm）。

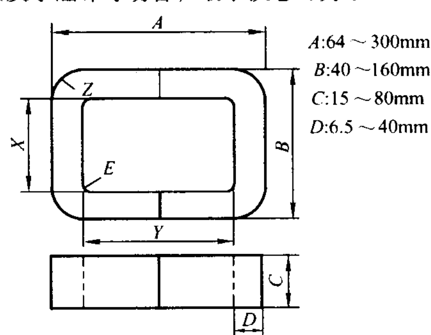
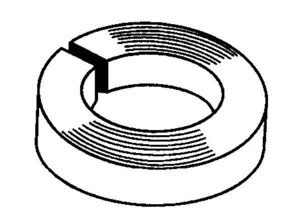


图 11.11-25　带绕矩形和切割 C 型铁芯

（2）带绕矩形和切割 C 形铁芯（图 11.11-25）

主要用于中高频大功率变压器，电抗器等铁芯。非晶配电变压器用搭接式矩形铁芯，尺寸由变压器容量决定。

（3）带气隙的环形铁芯（图 11.11-26）



外径 16～92mm, 内径 12～65mm,
高 5～25mm, 气隙 0.4～5mm

图 11.11-26　带气隙的环形铁芯

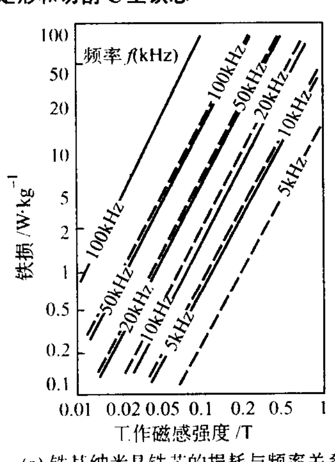
主要用于各类电感、霍尔电流传感器铁芯等。

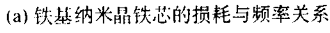
需要注意的是：由于急冷条带表面光洁程度不如冷轧带材，因此 0.025～0.03 mm 厚非晶纳米晶带绕铁芯的占空系数≥0.70，这样厚度的晶态软磁合金的占空系数≥0.80。

非晶、纳米晶合金由于带薄，电阻率大，可以不涂绝缘层，直接绕制成铁芯。但由于带脆，C 形铁芯切口不易磨光，给铁芯制作带来一定难度。

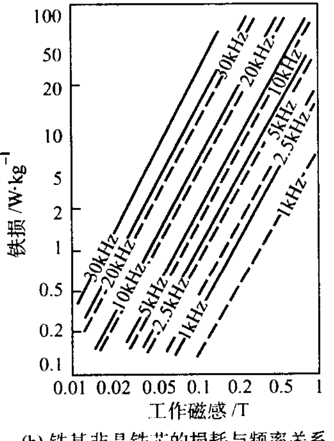
铁芯尺寸视用户要求而定。由于非晶和纳米晶铁芯常常用于中高频，因此铁芯的外径内径之比（d_1/d_2）很重要，应尽量向 $d_1/d_2 \leq 1.25$ 靠近。

铁芯形状不同磁性能也不同，环形铁芯的性能最好，矩形其次，切割铁芯更次些。图 11.11-27 为铁基纳米晶合金（a）和铁基非晶合金（b）的矩形铁芯和切割 C 形铁芯的损耗比较。





(a) 铁基纳米晶铁芯的损耗与频率关系



(b) 铁基非晶铁芯的损耗与频率关系

图 11.11-27　铁基纳米晶合金和铁基非晶合金的矩形铁芯（虚线）和切割 C 形铁芯（实线）的损耗与频率的关系

1.5.2　非晶和纳米晶软磁合金应用

电力技术：　配电变压器
　　　　　　干式变压器
　　　　　　整流变压器
　　　　　　电流互感器
电力电子技术：　大功率中高频变压器
　　　　　　逆变电源变压器
　　　　　　大功率开关电源变压器
通讯技术：　程控交换机电源
　　　　　　数据交换接口部件
　　　　　　脉冲变压器
　　　　　　UPS 电源滤波和存储电感、功率因素修正扼流圈
抗电磁干扰部件：　交流电源，可控硅 EMI 差模、共模电感
　　　　　　RFI 共模电感、输出滤波电感
　　　　　　电缆屏蔽
　　　　　　输出滤波电感
开关电源：　磁饱和电抗器
　　　　　　磁开关铁芯



磁放大器
尖峰抑制器
扼流圈
传感器：　通用变送器
磁性方向传感器
电子物品监视（防盗标签）
霍耳传感器
电力设备绝缘在线检测
人身和设备保护：漏电开关零序互感器
脉冲电流灵敏接地电路断路器
其他：　磁头
电子镇流器
电子瓦特表高精度电流变换器
磁屏蔽

以上各种应用效果都有据可查。

纳米晶软磁合金由于其 B_s 高，μ 高和 P_c 小，磁性稳定性好，更适宜用于高频大功率即电力电子技术的场合。

图 11.11-28 为 Fe 基纳米晶软磁合金的应用及其性能要求。

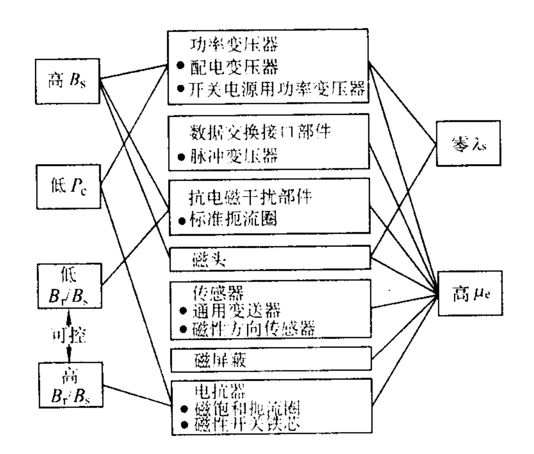


图 11.11-28　Fe 基纳米晶合金的应用开发情况

2　特种非晶微晶合金

本章前几节讨论的主要是带状非晶微晶合金，所用工艺方法均属于快淬工艺。本节将讨论具有特种形状的非晶态合金，例如非晶薄膜、非晶粉末、丝材以及块状材料等，其工艺方法也不同于常规快淬工艺。

2.1　非晶态薄膜

非晶态薄膜的特性和可能应用，近十余年来越来越受到国内外科技界的重视，得到了迅速发展。例如，非晶态薄膜制成的磁记录材料，包括磁记录介质（磁盘、磁带等）、薄膜磁头材料等、可制造成高密度记忆元件。非晶态超导薄膜已制成高居里点超导材料。近期还发展了多层膜。薄膜的沉积工艺一般可分为两类：真空气相沉积法，例如溅射、蒸发、离子镀膜等；液相沉积法如电镀、化学镀膜等。

目前，复合多层膜的层厚已做到 1 nm 的水平，已有研究结果表明其性能同常规材料有很大不同，这同膜厚已达原子直径量级和表面作用直接相关。这种用人工调制方法制成的多层复合膜，即“人工超晶路”，对于获得新效应、研究新材料、开发新应用均有重要意义。

现在，磁记录领域已经发展成为年产值达几百亿美元的大产业，主要发展方向是获得高记录密度。目前大多数计算机磁盘都用 $\gamma-Fe_2O_3$ 磁粉，记录密度为 15×10^6 Bit/吋^2，而磁光薄膜记录将使记录密度提高 1～2 个数量级。日本研制的磁光录相盘，15 吋录相盘只要 15 张，就可以把美国国会图书馆的全部资料储存起来。

随着记录密度的提高，对磁头材料也提出了极高要求，一般要求 $B_s\geqslant1$ T，在 10 MHz 频率下磁导率 μ_i 要高。利用薄膜和多层复合膜制造磁头，可以满足应用。据报道，日本研制的 Fe-C 和 Ni-Fe 多层膜，$B_s\geqslant1.2$ T，在 10 MHz 下 μ_i = 3 000。

在高温超导薄膜的开发中，以 $Y-Ba-Cu-O_2$ 为基础添加其他元素的超导薄膜，已进行实验室研制，达到如下水平：超导单晶薄膜零电阻温度已达到 84 K，最高电流密度已达 353 万安培/cm^2，该膜厚为 0.7 μm。

2.2　非晶微晶粉末

近年来，很多国家都在非晶态合金粉末的制造、成材、涂层和应用方面开展了研究和应用试验工作。美国已开发出高耐蚀、耐磨、高强度粉末，用为工程材料，Marko 公司已公布牌号 12 个（Markomet），包括铁基、镍基和钴基快淬粉末，并已有产品正式销售。一般，快淬粉末具有以下优点：1）很好的化学均匀性和结构的一致性；2）可以得到常规的制粉方法所得不到的新型合金粉，即利用了固溶体成分的扩展。3）粉末的结构特殊，包括非晶结构、纳米晶结构和微晶结构。4）具有一系列新的性能特点。

制备非晶微晶的工艺方法有很多种：1）间接制粉法，即先用快淬工艺制成非晶带材，然后研磨成粉；2）直接制粉工艺，包括快淬（例如双辊法等）喷粉、雾化喷粉、机械合金化法制粉等。

我国自 80 年代中期开展雾化法制粉研究，已研究出了高硬度高晶化温度粉末和耐蚀非晶态粉末。

非晶微晶粉末具有多方面的应用。将耐蚀非晶粉末喷涂在普通钢板上，其耐蚀能力可优于不锈钢；将耐磨、耐高温非晶粉末涂在结构件上可延长构件寿命；将非晶磁性粉末喷涂壳层上，具有优良电磁屏蔽效果；利用某些方法将快淬粉末制成块状材料，具有极好的力学性能；快淬永磁或软磁粉末、可制成性能优异的磁体等。

2.3　非晶态丝材

由液态金属直接制成非晶态细丝的研究已有 20 多年，试验了多种制丝方法。目前使用较广泛的是旋转液中纺线法，可用于生产。日本 Unika 公司非晶合金丝材已公布牌号 4 个系列。包括 2 个铁基合金，2 个钴基合金，均为软磁合金。非晶态软磁合金丝，多用于制造传感器元件，例如电感元件、数学转换器等。

有些非晶态合金丝具有明显高于晶态系抗拉强度的特点，铁钴丝抗拉强度可达 3 500 MPa，可与碳纤维及超高强聚酯纤维相媲美，其力学性能已获得很好的试用效果。

编写：陈国钧（首钢冶金研究院）
王新林（钢铁研究总院）
孙桂琴（钢铁研究总院）
张　洛（上海钢铁研究所）

第12章 减振合金

减小有害噪声和振动的问题是当代科学技术领域最重要和最迫切的问题之一，这实际上涉及到经济和社会生活的各个方面。有害噪声和振动水平的升高，是现代技术迅猛发展的产物，并直接与机械设备运转速度和能量的增大以及工艺过程的强化密切相关。

剧烈的振动和噪声使工作条件变坏，损害人的健康；它使仪器仪表，工具和机加工产品精度降低，缩短其使用寿命；振动或共振将使建筑物受到损坏；更重要的是，在军事上它将使进攻性武器装备或设施的方位和类型过早地暴露给敌方，使其隐身性降低，以致失去进攻的主动权，甚至威胁到部队的生存。由此看来，为改善人们的生活和工作环境，提高工业产品质量和国防实力，解决振动和噪声的污染十分重要。

减振降噪不是一个简单的问题，它与多种学科有关。现在比较常见的方法有：1）使用减振器或吸（隔）声器，使受影响的机构或环境与振源隔离，以便阻止振动能量的传递；2）改进机械装置的结构设计，提高零部件加工精度，以减少机械结构在受到激励时产生振动的机遇；3）直接使用能把振动以热能或其他方式消耗掉的材料制造机构振源零部件，当振动波通过它时，使振幅迅速减小。比较上述三种方法看出，前两种减振降噪效果虽好，但因附加设施而增大了设备的体积和重量，与现代机器设备小型化和轻型化，以及结构简便，价格便宜的发展愿望相违背。近20年来，研究和开发可有效直接吸收振动能的减振（或高阻尼）合金引起了人们的极大兴趣和关注。

就阻尼本领 ψ（或SDC）而论，通常将材料分为三种：$\psi<1\%$ 的为低阻尼材料，ψ 在 $1\%\sim10\%$ 的为中阻尼材料，$\psi>10\%$ 为高阻尼材料。

国内外现已研究开发的金属减振材料大致分为复合金属材料，粉末冶金材料和均质合金三大类别。

复合金属材料包括热双金属阻尼材料，薄膜涂层复合材料及复合阻尼钢板。其中非约束或约束型复合阻尼钢板既保持了钢铁材料的强度，又具有高的阻尼性能。但其成型性差，而且作为中间夹层的黏弹性高分子材料不导电，不易焊接，使用温度也限于80℃以下。此类减振材料国际上于20世纪70~80年代发展较为迅速，并已大量用于发电机、柴油机、鼓风机、压缩机等机电产品，在铁路桥梁、钢制阶梯、地板等建材领域也得到广泛应用。

粉末合金类减振材料因两种或多种阻尼机制同时作用可获得高阻尼效果，并且机件的几何尺寸与形状可由模具准确控制，故切削加工量小。其缺点在于要配置冲压、烧结等附加设施和成套模具。

均质减振合金是三大类别金属减振材料中最重要的一种。按组织特征可划分为如下几种类型。

1 复相型

例如铸铁及Zn-Al等合金，是具有复相组织的减振合金，其高阻尼机制在于当弹性周期加载时，因软相杂质及其处于弹性行为的母相边界处产生局部塑性流动，或软相变形而消耗振动能量。

铸铁的优点在于阻尼性能良好，可在较高的温度（约150℃）下使用，阻尼性能稳定，不受磁场的影响，价格便宜。其缺点是不能塑性加工、耐蚀性差以及不可焊接等。

Zn-Al合金具有重量轻、强度较高，低频下阻尼性能好的优点，但使用温度低于100℃。

2 位错型

镁及Mg-Zr合金（KIXI合金）属此类型。材料高阻尼是因位错的不可逆移动及在滑移时相互作用所导致的机械静滞后，造成振动能量的损失。

3 孪晶型

镍钛基合金（例如Nitinol－50Ni50Ti、Nitol－51Ni41Ti等）、锰铜基和铜基（例如Sonoston－54Mn37Cu4Al13Fe2Ni，Incnamute－13~21Zn2~8AlCu，13~14Al14NiCu）等形状记忆合金，在马氏体可以形成的温度范围内具有高的阻尼特性。合金中振动能量损耗的主要机制与可逆的或热弹性马氏体转变相关，即在交变应力作用下，因母相与马氏体边界部分地滞弹性可逆移动，或者说马氏体的形成与消失以及马氏体内孪晶的形成和孪晶界的移动而引起振动能量的散失。因此可以说，形状记忆合金在一定条件下也是减振合金。

4 铁磁性减振合金

铁基和钴镍基减振合金归属此类。其振动阻尼机制在于：在交变应力作用下，总磁化强度的改变引起的宏观涡流，畴壁的可逆移动和磁畴磁化矢量的旋转导致的微观涡流，以及畴壁不可逆移动造成的磁力滞后效应。由于宏观和微观涡流所引起的振动能量的损耗不依赖于应力振幅，而与振动频率成正比例关系。铁磁性减振合金的开发主要依赖于磁力滞后阻尼效应。利用这种效应发展的减振合金比利用前两种效应开发的合金多两个数量级。此类材料振动能量的损耗多以滞峰值曲线的关系依从于应力振幅。可以非常明确地肯定，组织对这种依从关系的性能有影响；减小畴壁活动性的所有因素都降低内耗峰值，并使显现峰值的应力振幅增大。有文献证实，内应力对磁畴界面的不可逆移动起阻碍作用，原因在于位错对畴壁的钉扎。减小固溶体中间隙原子的含量，例如碳含量，见图11.12-1，添加诸如铝、钴、硅、镍和铬等置换元素，使组织中相对畴界起阻碍作用的相和杂质（例如抗磁性相——石墨，铜；顺磁性相——奥氏体；弱铁磁性相——不同类型的碳化物）有利的分布，减少铁磁性相的缺陷程度等因素都可能发挥组织对提高磁力阻尼效应的影响。此外，诸如温度、交/直流磁场及静载荷的施加等环境条件，对振动能量损耗的测量结果也有明显的影响。温度接近或超过居里点时，由于铁磁性的减弱或消失，磁力滞后阻尼逐渐失去作用。静载荷或磁场的施加，均能使材料趋向或达到磁饱和状态而使磁力阻尼减弱或消失。

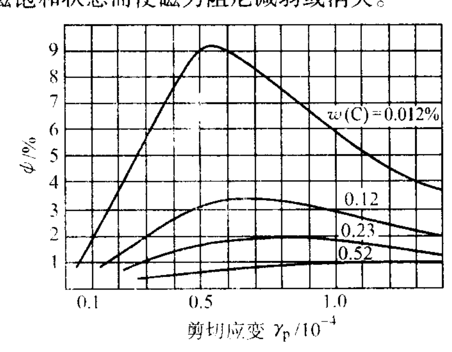


图11.12-1 不同碳含量退火碳钢阻尼性能的振幅依从性



4.1 铁基铁磁性型减振合金

铁基减振合金的发展大致经历了两个时期。约从1920年Fe12Cr0.5Ni铁素体不锈钢在汽轮机叶片上的应用开始，至1969年Smith－Bichak磁力滞后阻尼模型的建立，为第一阶段。在这一时期，一些物理学家和材料科学家对α-Fe、Ni、Co等铁磁性金属及其合金的阻尼现象进行的研究，不仅揭示了其实质在于磁力阻尼，并解决了有关磁力阻尼的一些基础理论问题。1970年至今是铁磁减振合金发展的第二阶段。这20年来，新的二元和多元铁基合金的研究与开发进入了一个硕果累累的时期。铁基减振合金可粗略地分为低合金和高合金两大类。

4.1.1 低合金铁基阻尼合金

M. Takahashi等比较全面地研究了组织和化学成分对低碳钢阻尼性能的影响，结果表明，增大晶粒尺寸和降低间隙原子的含量都会提高阻尼性能。发现，采用铝、硅镇静的钢比沸腾钢更容易获得良好的阻尼性能，其原因认为：镇静钢中形成的AlN或(SiMn)N沉淀相消除了间隙氮原子的不利影响，只要脱碳就能得到高的阻尼本领；而沸腾钢既要脱碳又需脱氮才可获得高的阻尼性能。同理，把Fe-18Cr-0.07C和Fe-15Cr-0.022C钢所具有的高阻尼特性也归因于碳、氮化物的析出。但这种材料的屈服强度低(79～157 MPa)，故要加入适量的硅、锰元素，以提高其强度。日本NKK公司开发了Fe-(2.5～4.5) Al-(0.5～1.0) Si的减振合金，抗拉强度为363 MPa。

低合金铁基阻尼材料的强度偏低，限制了其在工程上的实用性。

4.1.2 高合金铁基减振合金

研究高合金铁基减振材料，除为了进一步提高阻尼性能外，获得满意的力学及其他性能是另一主要目的。

(1) 二元系铁基减振合金

1946年L. Rolherdam研究了Fe-(2～32) Cr钢热处理后的阻尼性能，结果表明12Cr合金的阻尼性能最好，文献中已指出Fe-Cr合金最大阻尼性能对应的铬含量 w (Cr) 在12%～16%范围，SDC＝ (40～80)%。质量分数Fe-15Cr和Fe-20Cr的屈服强度 σ_s 和抗拉强度 σ_b 分别为215 MPa和370 MPa，以及370 MPa和400 MPa。

H. Masumoto等对质量分数Fe-(0～16) Mo二元合金的阻尼特性进行研究后指出，质量分数Fe-16Mo合金经1 200℃×1 h退火后的阻尼性能 Q^{-1}，在剪切应变 $\gamma_p=1.2\times10^{-4}$ 处最大，为 58×10^{-3}。无析出慢冷时的 Q^{-1} 比快冷的高，有析出时的结果相反。前者对应的钼含量 w (Mo)小于6%，后者为(10～14)%。Fe-6Mo的屈服强度和抗拉强度分别为200 MPa和400 MPa。

对Fe-(0～20) W合金的阻尼性能研究表明，Fe-14W合金经1 200℃×1 h快冷后的 Q^{-1} 最大，达 34×10^{-3}，对应的剪切应变 $\gamma_p=0.8\times10^{-4}$；$\sigma_s=245$ MPa，$\sigma_b=414$ MPa。

质量分数Fe-(5～15) Co二元合金的阻尼性能，经1 200℃×1 h退火后 Q^{-1} 最大为 75×10^{-3}，对应的剪切应变 $\gamma_p=1.2\times10^{-4}$，而且 Q^{-1} 值受冷却方式的影响很小，抗外加静载荷较强。质量分数Fe-25Co合金的 $\sigma_s=235$ MPa，$\sigma_b=500$ MPa。

(2) 多元铁基减振合金

1975～1977年日本东京芝浦电气株式会社开发了商品名为Silentalloy(SIA)Fe－Cr－Al三元系高阻尼合金，报道了高阻尼区的合金成分范围，并认为高阻尼区的合金成分范围必须处于单相区，给出SID合金的成分质量分数为Fe-12Cr-3Al，在－50～350℃温区内，音频共振法测得的阻尼性能 $Q^{-1}=(10\sim15)\times10^{-3}$，扭摆法测定的SDC值在 $\gamma_p=3\times10^{-4}$ 处最大，达到28%。指出SDC值受静载荷应力的影响很大，合金的疲劳极限为176 MPa，$\sigma_s=282.4$ MPa，$\sigma_b=426$ MPa，日本还制取了铝含量 w (Al) 降至1%～1.5%的Tranklloy。

Schneider等开发了与SIA合金成分相类似的Vaciosil-010合金（Fe-12Cr－3Al)，经900℃×1 h处理后，SDC＞50%。该合金的 $\sigma_b=450$，$\sigma_{0.002}=320$ MPa。独联体在工业上曾经应用了 X12Ю3（SDC≈25%)，04X11Ю（SDC≈40%)，0X18Ю（SDC≈40%）等减振钢种。

H. Masumoto等研究的Fe-Cr-Mo系阻尼合金，申请了美国专利，提出Fe-15Cr-1Mo合金的阻尼性能最好，$Q^{-1}=30\times10^{-3}$，$\sigma_b=500$ MPa。采用的热处理制度为1 000℃×1 h退火，以100℃/h速度冷却。他们对Fe-Co-Mo-Cr多元系合金的研究，其主要目的在于获得具有良好的阻尼、耐蚀和力学性能，结果表明，加热到高于1 000℃后空冷的质量分数为Fe-20Cr-(2～4)Co-(0～7.5)Mo合金的 $Q^{-1}\geqslant50\times10^{-3}$；淬火的质量分数为Fe-20Cr-(0～6.5)Co-(0～9.5)Mo合金的 $Q^{-1}\geqslant50\times10^{-3}$，对应的力学性能范围为：$\sigma_s=400\sim600$ MPa，$\sigma_b=450\sim800$ MPa。

文献分别发表了Fe-Cr-Al-Ti和Fe-Al-Cu-Ti多元合金的研究结果，指出最大的 Q^{-1} 值分别为 23×10^{-3} 和 8.3×10^{-3}；σ_y 为294.2～343.2 MPa和554 MPa，σ_b 为411.9～490.3 MPa和652.1 MPa。

4.2 钴镍基铁磁性减振合金

由于对高的阻尼特性、力学性能、耐蚀性以及在高温下使用的综合性能要求，决定了开发钴镍基高阻尼合金，早在20世纪60年代初期，就有文献发表了名为НИВКО－10的钴镍基减振合金，化学成分（质量分数,%）为：0.02C、73.56Co、22.5Ni、1.1Zr、1.8Ti、0.22Al、0.35Mn、0.3Fe、0.15Si。此合金是为了制造蒸汽透平叶片而开发的。合金振动对数衰减率 δ 随剪切应力振幅的增大而迅速升高，于140 MPa处达到25%。作为比较例子，НИВКО－10合金与1X13不锈钢的抗拉强度，室温下，则分别为1 120 MPa和700 MPa，但在650℃的高温下，则分别为700 MPa和84 MPa，前者为后者的8倍，而且由于居里点高，НИВКО合金的阻尼性能随温度的升高变化很小，而1X13不锈钢于650℃磁力阻尼早已消失。

在НИВКО合金的基础上，为了进一步改善此合金的力学、物理化学、阻尼以及工艺性能，并扩大其在现代机械制造业中的使用，有文献报道了对Co－Ni－Al－Ti系合金的研究工作，研制出了名为НИКО63（K63H32）的减振合金，化学成分（质量分数,%）为：63.4Co、30.5Ni、1.5Al、3.4Ti、0.19Fe、0.045Cr、0.035C、0.14Si、0.019Mn。合金带的 $Q^{-1}=20\times10^{-3}$，居里点高达850℃。经950℃淬火和650℃×16 h回火后，НИКО63合金的力学性能为：$\sigma_b=1\,400$ MPa，$\sigma_s=1\,040$ MPa，比例极限为1 000 MPa，冲击韧性为42.2 J/cm²。高的弹性性能与优异的阻尼特性的结合，使НИКО63合金作为弹性敏感元件，可使用于强烈振动的条件之下。由于高的阻尼特性，用该合金制造的弹性敏感元件动作的准确性提高了，固定在平簧上的触点的振动减弱了，提高了仪表总体的可靠性。

编写：赵晖（钢铁研究总院）

第13章 储氢合金

1 概述

1.1 储氢合金

称得上“储氢合金”的材料应具有像海绵吸水那样可逆地吸放大量氢气的特性。储氢合金问世可追溯到20世纪60年代中期。或许是第二次中东战争引发的石油危机缘故，当时西方各国科学家们急于寻求新的替代能源，储氢材料的研究受到普遍重视，由此翻开了储氢合金研究的序幕。

原则上说，储氢合金都是金属间化合物，它们都是由一种吸氢元素或与氢有很强亲和力的元素（A）和吸氢小或根本不吸氢的元素（B）组成的。后者虽不吸氢但却对氢分子的分解起催化作用。元素A代表金属主要是ⅠA～ⅤB族金属，例如Ti、Zr、Ca、Mg、V、Nb、RE（稀土元素）等，它们与氢反应为放热反应（$\Delta H<0$）；表ⅥB～ⅧB族（Pd除外）过渡金属，例如Fe、Co、Ni、Cr、Cu、Al等，氢溶于这些金属时为吸热反应（$\Delta H>0$）。

1.2 储氢合金的化学和热力学原理

在一定温度和压力下，许多金属、合金和金属间化合物(Me)与气态H_2可逆反应生成金属固溶体MH_x。储氢合金虽然由不同的元素组成和具有不同的晶体结构，但是氢都是以原子态存在于合金晶格中的八面体或四面体间隙位置上，并且所有储氢合金其吸放氢过程都是一个相变过程并符合吉布斯相律，该过程通常都由金属（合金）－氢系的压力－浓度等温线（P－C－T曲线）来表示，如图11.13-1所示。横轴表示固相中的氢与金属原子比；纵轴为氢压。温度不变时，从点O开始，随着氢压的增加，氢溶于金属的数量使其组成变为A，OA段为吸氢过程的第一步，金属吸氢形成含氢固溶体，我们把固溶氢的金属相称为α相。点A对应于氢在金属中的极限溶解度（其氢浓度为$C_{\alpha\beta}$）。达到A点时，α相与氢反应生成氢化物相，即β相。当继续加氢时，系统压力不变，而氢在恒压下被金属吸收。当所有α相都变成β相时，组成达到B点。AB段为吸氢过程的第二步，此区为两相（α＋β）相互溶的体系，达到B点时（其氢浓度为$C_{\beta\alpha}$），α相最终消失，全部金属都变成金属氢化物。这段曲线呈平直状，故称为平台区，相应恒定平衡压力称为平台压。在全部组成变为β相组成后，如果再在提高氢压，则β相组成就会逐渐接近化学计量组成。氢化物中的氢仅有少量增加（氢浓度达到最大值C_{max}），B点以后为第三步，氢化反应结束后，氢压显著增加。P_1、P_2分别代表T_1、T_2下的反应平衡压力。氢分压与温度的关系符合Van't－Hoff方程（$\ln P\propto 1/T$）。一般储氢合金总是存在着吸氢时放热和放氢时吸热这一热效应。吸放氢反应如下

$$M+\frac{x}{2}H_2 \underset{\text{放氢}}{\overset{\text{吸氢}}{\rightleftharpoons}} MH_x+Q \qquad (11.13\text{-}1)$$

式中，M代表储氢合金；MH_x代表金属氢化物。反应伴随着热效应的发生（Q是反应热），吸氢过程放热，放氢过程吸热。因此，我们可以了解到，储氢材料相关基础涉及到晶体结构、电子结构、表面物理与化学、相变机制、氢的占位与扩散等多种学科。

1.3 储氢合金的吸氢动力学

目前，各国研究人员对储氢合金的动力学的看法存在分

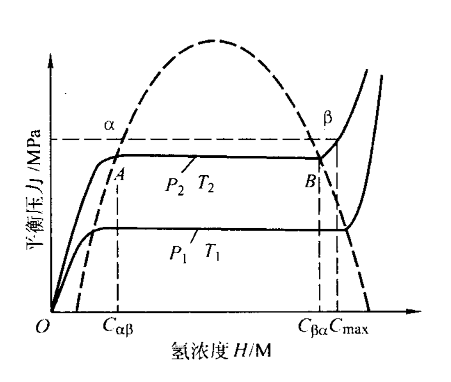


图11.13-1 典型储氢电极合金平衡压力-组成等温线示意图

歧，例如在α＋β相区吸氢机理，Miyamoto认为是相界化学反应控速，Boser认为形核长大是控速环节，而Coodell认为氢在合金表面化学吸附和在氢化物中扩散混合控速。宏存茂等研究了$LaNi_5$在α＋β相区的吸氢动力学，发现在α＋β相区吸氢速度较α相区慢得多，且α＋β相区的压力平台前半段有着不同的吸氢速率。吸氢起始阶段吸氢速度对氢压为一级，反应受氢化物表面上氢分子离解控制，随着吸氢反应深度的增大，吸氢速度变为受固相中的界面反应控制。

林勤等对Ni-MH电池用Ml（富La混合稀土金属）-Ni-Co-Mn-Al和Ml-Ni-Co-Mn-Al-Cu合金在α＋β相的恒温吸氢动力学进行了研究。应用计算模拟方法研究了吸氢过程的动力学机理和计算动力学参数。结果表明，Ml-Ni-Co-Mn-Al合金吸氢初期化学反应控速，遵循$(1-\alpha)^{-1}=kt$的动力学方程（α为相变比例），吸氢后期在合金氢化物中扩散控速，遵循$(1-\alpha)\ln(1-\alpha)+\alpha=kt$二维扩散的动力学方程；合金中加入微量Cu后，使合金吸氢速率增大，吸氢动力学机制发生变化，吸氢初期二维形核长大控速，遵循$[-\ln(1-\alpha)^{1/2}]^2=kt$的动力学方程，吸氢后期在合金氢化物中的扩散控速，遵循$[1-\ln(1-\alpha)^{1/2}]^2=kt$二维扩散的动力学方程。刘宾虹等对纯镁、$Mg_2Ni$、$La_2MgNi_9$三种镁基储氢材料吸氢动力学进行了研究，并对其动力学曲线进行了分析，认为：①纯镁吸氢动力学机制是开始的孤立核的径向二维长大，后来氢化物的长大改由厚度方向增厚，整个过程由氢在β相中的扩散所控制；②Mg_2Ni的吸氢动力学过程较为复杂，速度控制因素随反应分数F的增大而变化，当$F<0$时，吸氢速度由表面过程控制，当$0.1<F<0.4\sim0.6$时，反应由扩散过程或由表面过程与扩散过程两者控制，当$F>0.4\sim0.6$时，反应由扩散控制；③La_2MgNi_9的吸氢过程也是由扩散所控制，但由于LaH_x与Mg_2Ni的存在，对MgH_2的形成有很大的促进作用。

1.4 储氢合金的吸氢反应机理

合金的吸氢反应机理可用图11.13-2的模式表示。氢分子与合金接触时，就吸附于合金表面上，氢的H—H键解离，成为原子状的氢（H），原子状的氢从合金表面向内部扩散，侵入比氢原子半径大得多的金属原子与金属的间隙中（晶格间位置）形成固溶体。固溶于金属中的氢再向内部扩散，这种扩散必须有化学吸附向溶解转换的活化能。固溶体一被氢饱和，过剩氢原子就与固溶体反应生成氢化物。这时，产生溶解热。一般说来，氢与金属或合金的反应是一个多相反应，这个多相反应由下列基础反应组成：①H_2的传



质；②化学吸附氢的解离：$H_2 \rightleftharpoons 2H_{ad}$；③表面迁移；④吸附的氢转化为吸收的氢：$H_{ad} \rightleftharpoons H_{abs}$；⑤氢在 α 相的稀固态溶液中扩散；⑥α 相转变为 β 相：$H_{abs}(\alpha) \rightleftharpoons H_{abs}(\beta)$；⑦氢在氢化物（β 相）中扩散。

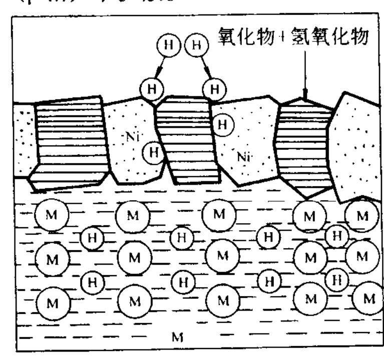


图 11.13-2 合金的吸氢反应机理

2 储氢合金的研究开发概况

目前正在研究和已经使用的储氢合金负极材料大致可分为五类：稀土基 AB_5 型储氢合金（例如荷兰菲利浦公司研制的 $LaNi_5$）、AB_2 型 Laves 相合金（例如日本松下电器公司研制的 $TiMn_2$）、AB 型钛铁系合金（例如美国 BNL 研究所研制的 TiFe 合金）、A_2B 型镁基储氢合金（例如美国 BNL 研究所研制的 Mg_2Ni、Mg_2Cu）以及 V 基固溶体型合金等几种类型。它们的主要特性见表 11.13-1。

在上述五种类型的储氢合金中，AB_5 型合金最早被用为电极材料，对其研究也最广泛。而 AB_2 型、A_2B 型及固容体型合金因具有更高的容量正受到更多研究者的瞩目。

经过 30 多年的研究与发展，上述五大系列储氢合金中有的已成功实现应用化，例如 AB_5 型混合稀土多元储氢合金和 Laves 相储氢合金，另一些则展现了良好的应用前景。

表 11.13-1 典型储氢电极合金的主要特性

合金类型	典型氢化物	合金组成（摩尔分数）	吸氢质量 /%	电化学容量/$mA\cdot h\cdot g^{-1}$	
				理论值	实测值
AB_5 型	$LaNi_5H_6$	$MmNi_a(Mn, Al)_bCo_c$ ($a=3.5\sim4.0$, $b=0.3\sim0.8$, $a+b+c=5$)	3	348	330
AB_2 型	$Ti_{1.2}Mn_{1.6}H_3$，$ZrMn_2H_3$	$Zr_{1-x}Ti_xNi_a(Mn, V)_b(Co, Fe, Cr)_c$ ($a=1.0\sim1.3, b=0.5, 0.8, c=0.1\sim0.2, a+b+c=2$)	8	482	420
AB 型	$TiFeH_2$，$TiCoH_2$	$ZrNi_{1.4}$，TiNi，$Ti_{1-x}Zr_xNi_a$ ($a=0.5\sim1.0$)	0	536	350
A_2B 型	Mg_2NiH_4	(Mg_2Ni)	6	965	500
V 基固溶体型	$V_{0.8}Ti_{0.2}H_{0.8}$	$V_{4-x}(Nb, Ta, Ti, Co)_xNi_{0.5}$	8	1 018	500

2.1 AB_5 型稀土镍系储氢电极合金

AB_5 型储氢合金为 $CaCu_5$ 型六方结构，典型代表为 $LaNi_5$ 合金。虽然 $LaNi_5$ 合金具有很高的电化学储氢容量和良好的吸放氢动力学特性，但因合金吸氢后晶胞体积膨胀较大，随着充放电循环的进行，其容量迅速衰减，因此不适宜做 Ni/MH 电池的负极材料。其后多元 $LaNi_5$ 系储氢合金的开发基本上解决了这一难题，使储氢合金的实用化迈出了关键的一步。但要把 $LaNi_5$ 系多元合金用于生产 Ni/MH 电池，还有降低材料价格的问题。解决此问题的途径之一是降低合金中 Co 的含量，并用廉价的混合稀土 Ml（富 La 混合稀土）或 Mm（富 Ce 混合稀土）替代单一稀土 La 和 Ce。综合考虑储氢合金的价格、性能等因素，现已研制出 $MmNi_{5-x-y-z}Mn_xAl_yCo_z$ 等合金系列。式中合金元素的摩尔分数大体如下：$0\leqslant x\leqslant0.4$；$0\leqslant y\leqslant0.3$；$0\leqslant z\leqslant0.75$。例如日本 $MmNi_{3.55}Co_{0.75}Mn_{0.4}Al_{0.3}$ 合金，在富液状态下实测的电化学容量（0.2C）为 294 mA·h/g，而另一种 $Mm(NiCoAlMn)_{4.76}$ 合金的放电容量可达 330 mA·h/g。

AB_5 型混合稀土系合金是目前国内外 Ni/MH 电池生产的主要负极材料。近年来，对合金的研究开发着重在进一步调整和优化合金的化学组成（包括合金 A 侧混合稀土的组成及合金 B 侧组成的优化）、合金的表面改性处理及合金的结构优化等方面，力求使合金的综合性能进一步提高。

2.2 AB_2 型 Laves 相储氢电极合金

以 $ZrMn_2$ 为代表的 AB_2 型 Laves 相储氢合金具有储氢容量高（理论容量 482 mA·h/g）、循环寿命长等优点，是目前高容量新型储氢电极合金的研究和开发的热点。AB_2 型合金的 Laves 相属于拓扑结构相。储氢合金涉及的 Laves 相有两种，即 C15 型（$MgCu_2$ 型面心立方结构）和 C14 型（$MgZn_2$ 型立方结构）。研究开发中的 AB_2 型多元合金容量可达 380 mA·h/g～420 mA·h/g，已在美国 Ovonic 公司 Ni/MH 电池生产中得到应用。该公司研制的 Ti-Zr-V-Cr-Ni 合金为多相结构，电化学容量高于 360 mA·h/g，且循环寿命较长。以这种合金作为负极材料，该公司已研制出各种型号的圆柱形和方形 Ni/MH 电池，所研制的方形 Ni/MH 电池的容量密度可达 70 W·h/kg，已在电动汽车中试运行。

AB_2 型合金目前还存在初期活化困难、高倍率放电性能较差，以及合金的原材料价格相对偏高等问题有待进一步研究解决。但由于 AB_2 型合金具有储氢量高和循环寿命长等优势，目前被看作是 Ni/MH 电池的下一代高容量负极材料，对其综合性能的研究改进工作正在取得新的进展。

2.3 镁基储氢合金

以 Mg_2Ni 为代表的镁基储氢合金具有储氢量高（按 Mg_2NiH_4 计算，理论容量近 1 000 mA·h/g）、资源丰富、价格低廉等特点，多年来一直受到各国的极大重视。但由于晶态镁基合金为中温型储氢合金，且吸放氢动力学性能较差，使其难以在电化学储氢领域得到应用。研究发现，通过使晶态 Mg－Ni 合金非晶化，利用非晶合金表面的高催化活性，可以显著改善 Mg 基合金吸放氢的热力学和动力学性质，使其具备良好的电化学吸放氢能力。例如用溅射法制备的非晶 $Mg_{52}Ni_{48}$ 薄膜在 50 mA/g 电流密度下的电化学容量为 500 mA·h/g。采用机械合金化方法合成的非晶镁基合金 $Mg_{50}Ni_{50}$ 的电化学容量也接近 500 mA·h/g。由于非晶态 Mg－Ni 系合金具有比 AB_5 型和 AB_2 型合金更高的放电容量，所以应



用开发问题已成为近年来受到广泛关注的一个重要研究方向。该类合金目前存在的主要问题是：因Mg在碱液中易受氧化腐蚀，导致合金电极的容量衰退迅速，循环寿命与使用化的要求尚有较大距离。进一步提高合金的循环稳定性是目前国内外研究的热点课题。

2.4 V基固溶体型合金

V基固溶体型合金吸氢后可生成VH和VH_2两种氢化物，具有储氢量大（按VH_2计算的理论容量可达1 052 mA·h/g）的特点。尽管由于VH的热力学性质过于稳定而不能被利用，合金的放氢容量仅为其吸氢量的50%左右，但V基合金的可逆储氢量仍高于AB_5型和AB_2型合金。长期以来，由于V基固溶体本身不具备电极活性，因而对其电化学应用很少研究。新近的研究表明，通过在V基固溶体的晶界上析出电催化活性良好的TiNi等第二相后，可使V基固溶体合金成为一类新型高容量储氢电极材料。例如日本研制的$V_3TiNi_{0.56}$合金电极的容量可达420 mA·h/g，与AB_2型合金电极的容量相当。但该类合金目前也存在循环寿命短等问题，有待进一步研究改进。

3 提高储氢合金综合性能的途径

3.1 AB_x 合金A侧混合稀土组成的优化

对于A侧，一般来说，用离子半径大的元素取代离子半径小的元素，容量增大，但稳定性降低；反之，用离子半径小的元素取代离子半径大的元素，其容量降低，但稳定性升高。A侧的取代元素主要有Zr、Nd、Ce等。

少量Ce的存在可以缓解合金的腐蚀速度，提高电极的循环寿命。这是因为Ce可以在合金表面形成四价氧化物CeO_2，作为保护层阻止合金内部继续腐蚀，Ce含量（质量分数）为20%是合适的。但是电极的活化次数随Ce含量的增加而增加。

添加Zr可明显改善储氢电极的循环寿命，这是由于它在晶界形成$ZrNi_5$沉淀相，此外Zr还可以在合金表面形成致密氧化层，它将阻止合金的进一步氧化。但另一方面氧化层的形成却降低了吸放氢速度，因其阻止了氧原子向合金内部的扩散，还降低了电极的催化活性。少量Nd的替代可调整合金的电化学性能，对容量有良好的影响。总体来说，富La混合稀土合金中若Nd、Pr含量合适时，储氢合金的综合电化学性能较好。

3.2 合金B侧元素的优化

作为AB_5合金的典型代表，$LaNi_5$合金虽然具有较高的储氢容量和优良的吸放氢动力学特性，但合金吸放氢后晶胞体积膨胀较大。在反复吸放氢过程中，合金会严重粉化，比表面随之增大，从而增大合金的氧化腐蚀，使合金过早失去吸放氢能力，在电化学充放电过程表现尤为明显。通过调整合金中A侧和B侧组成元素的成分可以改善合金的性能。

在目前商品化的AB_5型混合稀土系合金中，B侧的构成元素大多为Ni、Co、Mn、Al等。此外，比较常见的用于部分取代Ni的添加元素还有Cu、Fe、Sn、Si、Ti等。各主要合金元素具有下述作用。

1）Mn元素的作用　锰对Ni的部分替代可以降低储氢合金的平衡氢压，减小吸放氢过程的滞后程度。对$MmNi_{3.95-x}Mn_xAl_{0.3}Co_{0.75}$合金的研究表明，当Mn对Ni的取代量（$x$）由0.2增加到0.4时，合金的平衡氢压可由0.24 MPa降低到0.083 MPa（45℃），并使合金的活化性能、放电容量及高倍率放电性能得到改善，但进一步增加Mn对Ni的替代量会降低合金的循环稳定性。

在充放电过程中，含Mn合金较易吸氢粉化，合金表面的Mn易氧化为$Mn(OH)_2$并溶解在碱液中，因而加快了合金的腐蚀。这是导致含Mn合金循环稳定性较差的主要原因。商品合金中的锰含量x（Mn）一般控制在0.3～0.4之间。

2）Al元素的作用　Al对Ni的部分替代可以降低储氢合金的平衡氢压，但随着替代量的增加，合金的储氢容量有所降低。研究还表明，Al在合金中占据$CaCu_5$型结构的3 g位置，能够减小合金氢化过程的体积膨胀和粉化速率。此外，在充放电过程中，合金表面的Al会形成一层比较致密的氧化膜，可以防止合金的进一步氧化腐蚀，故Al对Ni的部分替代可以提高合金的循环稳定性。但随着Al的替代量增大，会导致合金的放电容量减小，高倍率放电性能降低。为兼顾合金的放电容量和循环稳定性，合金中Al对Ni的替代量（摩尔分数）一般控制在0.1～0.3之间。

3）Si元素的作用　在AB_5型合金中，Si的作用和Al相似。由于Si在合金中也占据$CaCu_5$型结构的3 g位置，能减小合金的吸氢膨胀及粉化速率，在合金表面形成的Si的致密氧化膜具有较好的抗腐蚀性能，Si对Ni的部分替代可使合金的循环稳定性得到改善，但含Si合金的放电容量不高，对氢阳极氧化的极化程度较大，使Ni/MH电池的输出功率有所降低。

4）Cu元素的作用　中子衍射证实AB_5型合金中50%的Cu占据2cNi位，这种占位有利于降低合金的显微硬度和吸氢体积膨胀，增加合金的抗粉化能力。因此，Cu是一种可用于替代Co的合金元素。当合金含Co量的50%为Cu所替代时，合金的电化学性能并未受到明显的不利影响。但当进一步增大Cu对Co的替代量时，会导致合金的循环稳定性降低。

5）Fe元素的作用　对$LaNi_5$系和$CeNi_5$系合金的研究表明，Fe对Ni的部分替代能够降低合金的平衡氢压，但使合金的储氢容量有所降低。同时，在降低合金吸放氢体积膨胀和粉化速率方面，Fe具有与Co相似的特性。由于Fe的资源丰富、价格低廉，因此，在发展低成本的无Co或低Co合金的研究中，Fe是一种替代Co的重要合金元素。

6）其他元素的作用　除上述几种常见的合金元素外，用于B侧替代Co的元素还有Cr、Sn、Zn。J.M.Cocciantelli等研究的含Fe和含Cr低钴合金有相当好的循环寿命。$MlNi_{4.2-x}Cu_{0.5}Al_{0.3}Zn_x$系列含Zn无钴储氢合金随着$x$的增加，晶格体积膨胀减小，循环寿命增加。含Zn储氢合金通常易于活化，大电流放电性能好。Sn可以减小体积膨胀，增加循环寿命，含Sn无钴储氢合金的寿命很差，含Sn低钴储氢合金的循环寿命有较大改善。Ti、Zr增加循环寿命是因为微量的Ti、Zr在循环过程中在合金表面形成氧化膜，可显著提高合金的抗腐蚀性能，抑制La被氧化而引起容量衰退。

3.3 非化学计量比低钴无钴储氢合金

$AB_{5\pm x}$中的x对储氢合金的吸氢性能有较大的影响。Nogami等研究了$Mm(NiCoAlMn)_x$（$4.5\leq x\leq 4.8$）合金，发现非化学计量比合金比化学计量比合金的放电容量高10%左右。Notten等研究了$La(NiCu)_x$合金，发现当$x>5$时合金的循环寿命得到很大的提高。

非化学计量比合金的电化学性能与相应的化学计量比合金相差较大，造成这种差异的原因包括下述三个方面：①非化学计量比合金通常是双相或多相结构，而化学计量比合金往往是单相结构；②非化学计量比合金改变了合金晶界的沉淀物，而晶界的沉淀物显著地影响合金的性能；③非化学计



量比合金的α相、β相的晶格膨胀差别远小于化学计量比合金，因此非化学计量比合金的α相、β相的相转变区较化学计量比合金大，α、β相转变区的抗应力应变的能力就更强，所以超化学计量比合金的循环寿命非常好。

4 储氢合金的制备工艺

4.1 合金电极的表面处理

表面处理是为了改善储氢电极合金的表面性能。它的目标是使合金表面形成和保持一个多孔、富 Ni 而又抗氧化腐蚀的表面层，使合金表面的导电性能、氢在表面层的扩散能力、电催化活性及循环稳定性得到显著改善，从而提高其电化学性能、寿命和改善易活化性。

4.1.1 表面微包覆处理

表面微包覆法是在合金颗粒表面用化学镀方法镀上一层多孔的金属膜，以改善合金粉的电子传导性、耐腐蚀性、导热性、电催化活化性能从而提高储氢合金电极的放电容量、循环寿命。包覆的材料一般为 Cu 或Ni。C.F.Wang等通过表面镀 Cu 来使Mg_2Ni合金表面有更好的电催化活化性能，提高最初放电容量（达到210 mA·h/g）。J.L.Luo等人则系统研究了Mg_2Ni系储氢合金通过表面镀和来防止合金的氧化，明显提高了镁基合金在碱液中的耐蚀性，从而提高合金电极循环寿命。

4.1.2 氟化处理

在合金颗粒表面形成氟化物的方法是1991年发现的。氟化处理是采用 HF 或含 F^- 的溶液对储氢合金进行浸渍，使合金表面的Zr、Mn、Cr、V及其氧化物溶解在 HF 溶液中，从而使表面富Ni。经氟化物溶液处理后，合金的活化及循环稳定性均能得到一定改善。Huabin Yang等人对镁基合金进行氟化处理后，合金表面出现蜂窝巢状以及具有高活性的富 Ni 层，从而改善了吸放氢性能。在 250℃时，仅仅两次电化学循环后，释氢量达到最大值（约3.3%），此外，扩大了合金比表面积（3.8～5.1 m^2/g）。

4.1.3 酸处理

储氢合金经酸浸渍处理后可溶解除去合金表面的稀土氧化层，并在合金表面形成电催化活性良好的富 Ni 层。同时，由于合金表面层氧化产生较多的微裂纹，使合金的比表面积增大，从而使合金的活化得到改善以及提高电极的循环寿命。合金酸处理研究中常用的酸有盐酸、Hac－NaAc 缓冲溶液、甲酸、乙酸及氨基乙酸等。

4.1.4 化学还原处理

还原处理是利用诸如KBH_4、$NaBH_4$、N_2H_2等还原剂溶液处理电极表面，由于还原剂分解出的氢原子和电子还原了电极表面的氧化物或氢氧化物，合金表面 Mn、Al 元素的优先溶解，使电极表面形成具有较高电催化活性的富镍层，它以Ni－Cluster或Raney－Ni的形式存在，同时化学还原处理提高了储氢合金的比表面积，而 H 原子则被吸收到合金中，引起合金膨胀，增加合金反应表面积，从而提高表面催化活性，改善电极的放电容量和初期活化性能。

4.2 储氢合金的制备工艺

1）真空熔炼法　用此法制取合金时，一般都在惰性气氛或真空中进行，有电弧式、电阻加热式、高频感应式及特殊式熔炼。这是常用制备方法。电弧式熔炼法制备的合金具有接近平衡相，偏析少等组织特征。而高频感应式熔炼法在缓冷时易发生宏观偏析。

2）快淬法　快淬法是在很大的冷却速度下，使熔体固化的方法。即将熔融合金喷射在旋转冷却的轧辊（有单辊和双辊，常用单辊法）上，冷却速度为(10^2～10^6) K/s，由急冷凝固制成薄带。快淬法具有以下特点：①抑制宏观偏析、析出物微细化、电极寿命长；②组织均匀，极好的动力学，吸放氢特性好；③晶粒细化，出现纳米晶、非晶相，合金特性得到改善。用该法制得的Ml $(NiCoMnTi)_5$合金，为极细的柱状晶，有很高的放电容量和循环寿命，高倍率放电性能也较为优良，活化性能和抗粉化能力亦得到改善。

3）气体雾化法　其冷却速度很高（约10^4℃/s），该方法具有一次成粉，成分均匀等优点，周熠等人用该法制得 Ml $(NiCoMnTi)_5$，超细枝晶，活化性能优良，但很难得到大块合金。

4）定向凝固法　用该法可得到很好的高倍率放电性能的合金 。

5）压延扩散(RD)法　其优点是通常情况下给稀土材料一个较高的压力，使之直接生成稀土合金粉末，无须粉碎和热处理。该法得到的合金颗粒细小，表面光滑，成分均匀，压力平台平坦，循环寿命长。

6）还有气相沉积法、离子溅射法等　可制取 AB_5 型合金粉末。

5 储氢合金的应用

金属氢化物是一种多功能材料，根据不同用途有不同要求。一般作为储氢（包括电池用）和蓄热用金属或合金氢化物，应满足以下基本条件：

1）容易活化，单位质量、单位体积吸氢量大（电化学容量高）；

2）吸氢和释放氢的速度快，氢扩散速度大，可逆性好；

3）有较平坦和较宽的平衡平台区压，平衡分解压适中，做储氢用时，室温附近的分解压应为 0.2～0.3 MPa，做电池材料时为 10^{-4}～10^{-1} MPa；

4）吸收、分解过程中的平衡氢压差，即滞后要小；

5）氢化物生成焓，作为储氢材料或电池材料时应该小，作为蓄热材料时则应大；

6）寿命长，反复吸放氢后，合金粉碎量要小，而且衰减小，能保持性能稳定，作为电池材料时耐碱液氧化腐蚀；

7）有效导热率大、电催化活性高；

8）在空气中稳定，安全性能好，不易受 N_2、O_2、H_2O气、H_2S等杂质气体的毒害；

9）原材料价格低廉、不污染环境、容易生产。

5.1 Ni/MH 电池

将 $LaNi_5$ 型储氢合金作为二次电池负极材料的研究始自1973年。1984年研究解决了$LaNi_5$合金在充放电过程中容量衰减迅速的问题，从而实现了利用储氢合金作为负极材料制造Ni/MH电池的可能。到目前为止，日本、欧洲、亚洲及美国的大多数电池厂家在生产Ni/MH电池中都采用AB5型混合稀土系储氢合金作为负极材料。该类合金的比容量一般为280～330 mA·h/g，易于活化，在电池中配合泡沫镍正极，不仅可以达到高的容量指标，而且可使电池的自放电率低于25%，循环寿命超过 500 次（100%DOD，1C充放电，$-\Delta V$或温度控制）。

美国在 1987 年建成试生产线，日本的公司也相继在1989年前后进行了试生产。我国在国家“863”计划的支持下，几家单位联合攻关，利用国产的原材料和自己开发的工艺技术，研制出我国第一代“AA”型 Ni/MH 电池，并于1992年在广东省中山市建立了国家高技术新型储能材料工程开发中心和Ni/MH电池试生产基地，有利地推动了我国储氢材料和 Ni/MH 电池的研制及其产业化进程。目前国内已建成数家年产数百吨储氢合金材料和千万只 Ni/MH 电池的

生产基地。

与至今尚有广泛应用的Ni/Cd电池相比，Ni/MH电池具有以下显著优点：

1）能量密度高，同尺寸电池容量是Ni/Cd电池的1.5～2倍；

2）无镉污染，所以Ni/MH电池又被称为绿色电池；

3）可大电流快速充放电；

4）电池工作电压也为1.2 V，与Ni/Cd电池有互换性。

由于以上特点，Ni/MH电池在小型便携电子器件中获得了广泛应用，已占有较大的市场份额。随着研究工作的深入和技术的不断发展，Ni/MH电池在电动工具、电动车辆和混合动力车上也正在逐步得到应用，形成新的发展动力。

镍－氢化物电池是由氢化物负极、氢氧化镍正极和氢氧化钾水溶液电解质组成，其工作原理见图11.13-3。在充放电时正负极的反应分别为

正极 $Ni(OH)_2 + OH^- \rightleftharpoons NiOOH + H_2O + e^-$

负极 $M + xH_2O + xe^- \rightleftharpoons MH_x + xOH^-$

式中，M及MH_x分别为储氢合金及氢化物。总的电极反应为：

$$M + xNi(OH)_2 \rightleftharpoons MH_x + xNiOOH$$

在上述电极反应中，发生在两个电极上的反应均属固相转变机制，不产生任何可溶性金属离子，也无电解质组元的额外生产或消耗，充放电过程可看作只是氢原子从一个电极转移到另一个电极的反复过程。充电时，氢化物电极作为阴极储存水电解放出的氢，放电时，金属氢化作为阳极放出氢并氧化成水。Ni/MH电池一般采用负极容量过剩的配置方式（见图11.13-3）。由于负极容量高于正极，在过充时，正极析出的氧在氢化物电极上还原成水（消氧反应）；过放时，在正极上析出的氢被氢化物电极合金吸收（消氢反应），Ni/MH电池具有良好的过充放电能力。

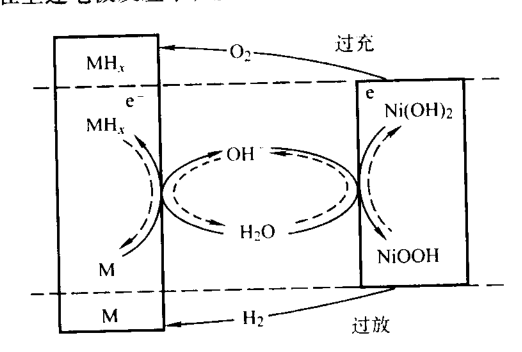


图11.13-3 Ni/MH电池工作原理示意图

5.2 氢的储运与提纯

与其他方法相比，用储氢合金进行氢的储存和运输具有很多优点：1）储氢密度大，可长期储存；2）安全可靠，无爆炸危险；3）可得到高纯度氢。德国奔驰公司制造的可储氢2 000 m^3的钛系储氢合金氢容器，已投放市场。作为氢的储存和输送容器用材料，为了减轻容器重量一般选择Ti、Mg系储氢合金。

利用储氢合金选择性吸氢的极大能力（形成氢化物MH），可成功地进行氢的回收和净化。美国已把储氢合金用于宇航器吸收火箭逸出的氢气，中国已用于合成氨洗气中回收氢气，中、日合作也成功地用于氢冷却的火力发电机内，以维持机内氢的纯度达99.999%。

5.3 其他方面的应用

利用储氢合金吸放氢的热效应制造空调、热泵，蓄热也是储氢合金研究开发的另一个热点。

德国、日本、美国进行了氢汽车的开发，他们用汽车尾气或冷却水的热量加热储氢合金燃料箱以获得燃料氢。已开发出可储氢11 kg（相当于45 L汽油）的燃料箱用于汽车运行。这种无害汽车离投放市场还有一段距离，有很多技术问题尚未解决。

利用金属氢化物不同温度下分解压不同的特点可制作热压传感器。美国System Donier公司每年生产8万只这样的传感器用在飞机上。

编写：张羊换（钢铁研究总院）
王新林（钢铁研究总院）



参考文献

1 马如璋，蒋民华，徐祖雄．功能材料学概论．北京：冶金工业出版社，1999

2 何开元主编．精密合金材料学，北京：冶金工业出版社，1991

3 马苣生．精密合金及粉末冶金材料．北京：机械工业出版社，1982

4 温树林．现代功能材料导论．北京：科学出版社，1983

5 翟宏如．金属磁性．（在冯端等著．金属物理学第四卷内），北京：科学出版社，1998

6 钟文定．铁磁学（中册）．北京：科学出版社，1987

7 郭贻诚．铁磁学．北京：高等教育出版社，1965

8 Bozorth．R.M．Ferromagnetism，New York，Van Nastrand．1951

9 师昌绪主编．新型材料与材料科学．北京：科学出版社，1988

10 赵秦生等．新材料与材料科学．北京：轻工业出版社，1987

11 奥汉德利 R C．著．现代磁性材料原理和应用．周永洽等译．北京：化学工业出版社．2002

12 周寿增，董清飞编著．超强永磁体——稀土铁系永磁材料．北京：冶金工业出版社，1999

13 何忠治．电工钢．北京：冶金工业出版社，1996

14 陈国钧等．金属软磁材料及其热处理．北京：机械工业出版社，1986

15 孙玉魁．金属软磁材料及其应用．北京：冶金工业出版社，1986

16 Lubarsky F E．Amorphous Metallic alleys．Butterworths．柯成等译．北京：冶金工业出版社，1989

17 增本健等．クモルファス合金—せの物性上应用．アグネ，1981

18 增本健．クモルファス金属の基础．オーム社，1982

19 王一禾等．非晶态合金．北京：冶金工业出版社，1984

20 郭贻诚等．非晶态物理学．北京：科学出版社，1984

21 王新林等编．非晶态合金及其应用．1991

22 张立德等．纳米材料学．沈阳：辽宁科技出版社，1994

23 陈复民等．弹性合金．上海：上海科技出版社，1986

24 徐祖耀．马氏体相变与马氏体．第二版．北京：科学出版社，1999

25 刘杰等．形状记忆合金及其应用．中国科技大学出版社，1993

26 Zener C．金属的弹性与滞弹性．北京：科学出版社，1965

27 刘振兴等．膨胀合金手册．北京：冶金工业出版社，1981

28 大角泰章．金属氢化物的性质与应用．吴永宽等译．北京：化学工业出版社，1990

29 雷永泉编．新能源材料．天津：天津大学出版社，2000

30 陈长聘等．金属氢化物基础——特性与应用．见：颜鸣皋等编写．材料科学前沿研究．北京：航空工业出版社，1994

31 王润．金属材料物理性质．北京：冶金工业出版社，1985

32 陈洪荪主编．金属材料物理性能手册．第一册．金属物理性能与测试方法．北京：冶金工业出版社，1987

33 《功能材料及其应用手册》编写组．功能材料及其应用手册．北京：机械工业出版社，1991

34 柯成．金属功能材料词典．北京：冶金工业出版社，1999

35 近角聪仪等．磁性体ハンドブック．朝仓书店．1975．中译本．北京：冶金工业出版社，1985

36 Wohlfarth E P．主编．铁磁材料—磁有序物质特性手册．刘增民等译．北京：电子工业出版社，1993

37 材料科学技术百科全书．北京：中国大百科全书出版社，1995

38 师昌绪等．材料科学与工程手册．北京：化学工业出版社，2004

39 编辑部．中国冶金百科全书总编辑委员会．冶金工业出版社编．中国冶金百科全书．金属材料．北京：冶金工业出版社，1992


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第12篇

钢铁焊接材料

主 编 田志凌

编 写 田志凌 尹士科 何志勇 王移山

审 稿 中国材料工程大典编委会

中国机械工程学会
中国材料研究学会
中国材料工程大典编委会


蓝天CAD论坛
CNCAD.NET



第1章　概　　述

焊接过程中的各种填充材料及为了提高焊接接头质量所附加的保护物质统称为焊接材料。焊接常被形容为“钢铁裁缝”，如果把钢材比喻为布，焊接材料则被形象地比喻为线，有了好布，还必须有好线，才能缝制出好衣服。在焊接过程中焊接材料的合理选用、使用方法和现场管理不仅会直接影响焊接接头的质量，控制不当还会引发各种焊接缺陷，例如气孔、裂纹、未熔合、未焊透等。不同焊接工艺条件下采用的焊接材料见表12.1-1。

表12.1-1　不同焊接工艺条件下采用的焊接材料

焊接工艺	焊接材料
手工电弧焊	焊条
气体保护焊、等离子弧焊	焊丝＋保护气体
埋弧焊、电渣焊	焊丝＋焊剂
钎焊	钎剂、钎料

焊接材料的作用除了熔敷填充金属，形成焊缝外，另一个主要作用是对液态熔池的保护，防止空气的侵入。在手工电弧焊、埋弧焊和电渣焊过程中主要是通过焊条药皮或焊剂熔化形成熔渣实现的；在 CO_2 气体保护焊、MIG、TIG 和等离子弧焊接过程中是通过保护气体实现的；药芯焊丝焊接则是通过渣气联合保护。除此之外，焊接材料还须保障电弧稳定和熔滴的顺利过渡、以及通过冶金反应和过渡合金元素调整焊缝金属的成分与性能。在焊接材料的研究开发过程中，对焊接熔渣以及焊接过程中的化学冶金反应的研究非常重要，本章将对焊接熔渣和焊缝金属的合金化进行重点介绍。

1　焊接熔渣

焊条药皮、焊剂和药芯焊丝在电弧热作用下熔化后，经过一系列化学冶金反应形成覆盖于焊缝表面的非金属物质，成为焊接熔渣。熔渣在焊接过程的作用有以下几方面。

1）隔绝空气　把液态金属与空气隔离开，对液态熔池起保护作用，防止氮气等有害气体侵入熔池。

2）化学冶金作用　焊条药皮（或焊剂）熔化形成的熔渣与液态金属发生一系列的化学冶金反应，对焊缝金属的成分有重要影响。利用这些反应，可以有效去除焊缝金属中的有害杂质（如O，S，P，N，H等），保护或渗入有益的合金元素，提高抗裂性，改善力学性能。

焊接工作者通常用碱度描述熔渣的化学性质，焊接过程中熔渣与金属的反应大多与碱度有关，最简单的碱度计算方法是以碱性氧化物的含量与酸性氧化物的比值来计算，比值大于1时为碱性，比值小于1时为酸性。在熔渣组分中，能释放氧离子（O^{2-}）的氧化物为碱性氧化物，它能将氧离子供给酸性氧化物，如

$$CaO = Ca^{2+} + O^{2-}$$

$$FeO = Fe^{2+} + O^{2-}$$

相反，能结合氧离子的氧化物为酸性氧化物，例如

$$SiO_2 + O^{2-} = (SiO_3)^{2-}$$

以碱性氧化物的含量与酸性氧化物的含量比值计算碱度简单，但不够科学，因为不同氧化物的酸碱性强度是不一样的，在总结大量研究工作的基础上，国际焊接学会推荐的碱度计算公式如下

$$B_{IIW} = \frac{CaO + MgO + K_2O + Na_2O + 0.5(MnO + FeO) + CaF_2}{SiO_2 + 0.5(TiO_2 + ZrO_2 + Al_2O_3)}$$

熔渣的碱度越高，对熔敷金属的脱氧、脱硫、脱磷效果越好，焊缝金属的韧性越高，但其负面效果往往是脱渣性不良，多层焊时易夹渣。反之，低碱度熔渣往往具有良好的工艺性能，但由于脱氧、脱硫、脱磷差，焊缝金属的韧性不好。

3）改善焊接工艺性能　对于焊接材料而言，良好的工艺性能非常重要，它是保证焊接过程平稳、获取合格的焊接接头的重要因素。熔渣中的易电离物质能促使电弧容易引弧，电弧燃烧稳定，熔滴过渡均匀，飞溅小。熔渣的熔点、黏度、表面张力等物理性能是影响焊道成形、脱渣等工艺性能的决定因素。

2　焊缝金属的合金化

焊缝金属的合金化就是通过焊接材料向焊缝金属过渡合金元素，补偿合金元素的烧损、消除焊接缺陷（裂纹、气孔）和改善焊缝金属的组织性能。焊接中常用的合金化方式有：

1）应用合金化焊丝或带极；

2）应用富含合金元素的药皮或焊剂；

3）应用合金粉芯的药芯焊丝；

4）应用合金粉末。

对于钢铁材料而言，对焊缝金属性能影响较大的合金元素主要有C，Mn，Si，Cr，Ni，Mo，Ti，V，Nb，B等。下面对主要合金元素在焊缝金属中的作用进行简要描述。

碳在固溶强化的同时，既与其他合金元素形成碳化物产生强化作用，又形成强硬组织，因此是低碳钢和低合金高强钢焊接材料中最重要的强化元素。碳含量偏高会形成淬硬组织，降低焊缝金属的韧性，提高裂纹敏感性。

Mn是最主要的合金元素，它在γ铁中全部固溶，在α铁中的溶解度为3%，Mn是奥氏体稳定化元素，能够降低奥氏体向铁素体的转变温度。焊缝金属中Mn充当固溶强化组元，增加Mn含量有助于细化晶粒，增加针状铁素体的含量，同时减少晶界先共析铁素体和侧板条铁素体的含量，从而改善焊缝金属的韧性。在焊缝金属中Mn还可以起到脱氧的作用，而且能够与硫反应生成稳定的MnS，从而防止低熔点相FeS的生成，有利于提高焊缝金属的抗热裂纹及层状撕裂的能力。低碳钢和低合金高强钢焊缝金属中通常将锰含量（质量分数）控制在0.7%～1.5%。

Si是缩小γ区的元素，作为合金元素可以起到固溶强化的作用。焊缝中Si通过与氧反应形成 SiO_2，起到脱氧的作用。在Mn与Si比例合适时，其脱氧效果极佳，有助于改善韧性。但Si的含量（质量分数）不宜过高（一般在0.3%以下），不然会在焊缝中形成块状铁素体组织，对强韧性不利。

Mo缩小γ区，扩大α区。低合金钢焊缝中Mo主要用于固溶强化以提高强度，但是也能改善韧性和增加针状铁素体（AF）的数量。Mo还是强碳化物形成元素，在焊缝中有二次硬化作用，提高耐热性和抗回火脆性。在高强度低合金钢焊接材料中，还经常用Mo来提高淬透性；另一方面，Mo恶化焊接性，含量偏高时易产生裂纹。

Ni使γ区扩展，与γ-Fe形成无限固溶体，与α-Fe形成有限固溶体。Ni的加入由于减小了奥氏体与铁素体的自由能差，使得γ→α的转变温度明显降低，对贝氏体转变有较



大的推迟作用。Ni也是最好的韧化组元，作为合金元素能够显著改善焊缝金属的低温韧性。在有低温韧性要求的焊接材料中，Ni是非常重要的合金元素。

Cr在α铁中全部固溶，同时还能形成碳化物，主要用来提高高温强度，提高抗氧化性，是耐热钢焊接材料中最主要的合金元素。

Ti、Nb、V作为微合金元素，通过细化晶粒，改变相变动力学和溶质原子过饱和状态的脱溶以弥补降碳所损失的强度。Ti、Nb、V也是强碳、氮化物形成元素，同钢中的O、S也有很强的亲和力，这将增加焊缝金属的淬硬性，而且碳、氮化物的沉淀硬化容易造成韧脆转变温度的升高。Ti是焊缝金属中最重要的微合金元素，其化学性质十分活泼，在焊缝中与O有很高的亲和力，形成高熔点的Ti_2O_3（≥1 400℃），能够强烈促进铁素体的形核。Ti能够与氮元素生成高温下（>1 350℃）不易溶解的TiN颗粒相，能够限制奥氏体晶粒的长大，促进针状铁素体形核，具有改善焊缝金属强韧性的作用。焊缝金属中一定量的Ti还能够起到保护合金元素B的作用。除此之外，过多的Ti固溶于基体之中，可以提高焊缝金属的淬硬性，同时起固溶强化作用。作为微合金元素，Ti即可单独使用，又可以Ti-V、Ti-B联合使用，提高微合金化效果。

B的原子半径为0.097 nm，与氧（0.061 nm）、氮（0.071 nm）、碳（0.077 nm）都属于容易形成间隙固溶体的溶质元素。因其原子半径很小，在金属基体中扩散系数较大。通过向奥氏体晶界偏聚，并在晶界处形成与奥氏体共格的细小硼相（$Fe_{23}C_3B_3$），降低了界面能，升高了在奥氏体边界形成先共析铁素体的能障，显著阻止铁素体的形核，从而增加了奥氏体的稳定性。但是B极易氧化和氮化，在焊缝金属中为了保护B，必须同时加入Ti和Al，以形成Ti和Al的氧化物和氮化物，而避免B被氧化和氮化。理论上，增加钢的淬透性仅仅需要0.000 1%～0.000 8%的B（质量分数），但由于O、N的作用，实际焊缝中的B含量可以进一步提高。不过如果B含量过高，将弱化晶界，使得焊缝金属的低温冲击韧性大大降低。

编写：田志凌（钢铁研究总院）



第2章 焊 条

1 焊条的分类和牌号编制

1.1 焊条的分类

焊条的分类方法很多，可以从不同角度对电焊条进行分类。从焊接冶金角度，按熔渣的碱度可将焊条分为酸性焊条和碱性焊条；按焊条药皮的主要成分，可分为钛型焊条、钛钙型焊条、钛铁矿型焊条、低氢型焊条、纤维素焊条等；从用途看，又可将焊条分为结构钢焊条、耐热钢焊条及不锈钢焊条等十大类。现将各种分类方法分别叙述如下。

（1）按熔渣的碱度分类

在实际生产中通常将焊条分为两大类——酸性焊条和碱性焊条（又称低氢型焊条）。按熔渣中酸性氧化物与碱性氧化物的比例计算，当熔渣中酸性氧化物的比例高时为酸性焊条，反之即为碱性焊条。

从焊接工艺性能来比较，酸性焊条电弧柔软，飞溅小，熔渣流动性和覆盖性均好，因此，焊缝外表美观，焊波细密，成形平滑。碱性焊条的熔滴过渡是短路过渡，电弧不够稳定，熔渣的覆盖性差，焊缝形状凸起，且焊缝外观波纹粗糙，但在向上立焊时，容易操作。

酸性焊条的药皮中含有较多的氧化钛、氧化铁及氧化硅等，氧化性较强，因此在焊接过程中使合金元素烧损较多，同时由于焊缝金属中氧含量较多，因而熔敷金属塑性、韧性较低。酸性焊条一般均可以交直流两用。典型的酸性焊条是J422。

碱性焊条的药皮中含有多量的大理石和萤石，并有较多的铁合金作为脱氧剂和渗合金剂，因此药皮具有足够的脱氧能力。再则，碱性焊条主要靠大理石等碳酸盐分解出二氧化碳作为保护气体，与酸性焊条相比，弧柱气氛中氢的分压较低，且萤石中的氟化钙在高温时与氢结合成氟化氢（HF），从而降低了焊缝中的氢含量，故碱性焊条又称为低氢型焊条。但由于氟的反电离作用，碱性焊条的电弧稳定性较差，一般只能采用直流反接（即焊条接正极）进行焊接，只有当药皮中含有多量稳弧剂时，才可以交直流两用。采用碱性焊条焊接时，由于焊缝金属中氧和氢含量较少，非金属夹杂物也少，故具有较高的塑性和冲击韧性。通常，焊接重要结构（如承受动载荷的结构）或刚性较大的结构，以及可焊性较差的钢材均采用碱性焊条。典型的碱性焊条是J507。

（2）按药皮的主要成分分类

焊条药皮由多种原料组成，按照药皮的主要成分可以确定焊条的药皮类型。药皮中以钛铁矿为主的称为钛铁矿型；当药皮中含有30%（质量分数）以上的二氧化钛及20%以下的钙、镁的碳酸盐时，就称为钛钙型。唯有低氢型例外，虽然它的药皮中主要组成为钙、镁的碳酸盐和萤石，但却以焊缝中氢含量最低作为其主要特征而予以命名。对于有些药皮类型，由于使用的粘接剂分别为钾水玻璃（或以钾为主的钾钠水玻璃）或钠水玻璃，因此，同一药皮类型又可进一步划分为钾型和钠型，而后者只能使用直流电源。

焊条药皮类型划分见表12.2-1。

由于药皮配方组分不同，致使各种药皮类型焊条的焊接工艺性能、焊接熔渣的特性以及焊缝金属力学性能均有很大差别，因此在选用焊条时，要充分考虑各类焊条药皮类型的特点。

此外，药皮中含有多量铁粉的焊条，又称为铁粉焊条。按照相应焊条药皮的主要成分，还可分为铁粉钛型、铁粉钛铁矿型、铁粉钛钙型、铁粉氧化铁型及铁粉低氢型等，构成了铁粉焊条系列。

表12.2-1 焊条药皮类型

药皮类型	药皮主要成分（质量分数）	焊接电源
钛型	氧化钛≥35%	直流或交流
钛钙型	氧化钛≥30%，钙、镁的碳酸盐≤20%	直流或交流
钛铁矿型	钛铁矿≥30%	直流或交流
氧化铁型	多量氧化铁及较多的锰铁脱氧剂	直流或交流
纤维素型	有机物15%以上，氧化钛30%左右	直流
低氢型	钙、镁的碳酸盐和萤石	直流
石墨型	多量石墨	直流或交流
盐基型	氯化物和氟化物	直流

（3）按用途分类

我国现行的焊条分类方法，主要是根据焊条国家标准和原机械工业部编制的“焊接材料产品样本”按用途进行分类。

通常，焊条按用途可分为十大类，表12.2-2列出了焊条类别的划分。

表12.2-2 按用途对焊条分类

序号	焊条类别	代号	
		拼音	汉字
1	结构钢焊条	J	结
2	钼及铬钼耐热钢焊条	R	热
3	铬不锈钢焊条	G	铬
	铬镍不锈钢焊条	A	奥
4	堆焊焊条	D	堆
5	低温钢焊条	W	温
6	铸铁焊条	Z	铸
7	镍及镍合金焊条	Ni	镍
8	铜及铜合金焊条	T	铜
9	铝及铝合金焊条	L	铝
10	特殊用途焊条	TS	特

注：焊条牌号的代号以汉语拼音为主，如J422。

1.2 焊条的牌号编制

焊条牌号是根据焊条的主要用途及性能特点来命名的，目前命名了十大类。各大类焊条按主要性能不同再分成若干小类。各类电焊条牌号分类编制方法如下。

（1）结构钢焊条（包括碳钢、高强度钢和低合金耐蚀钢焊条）

牌号前加“J”（或“结”字）表示结构钢焊条。牌号前两位数字，表示焊缝金属抗拉强度等级，其等级如表12.2-3。牌号第三位数字，表示药皮类型和焊接电源种类，见表

12.2-4。药皮中含有铁粉且焊条效率在105%以上者，于牌号末尾加注“Fe”字；焊条效率在125%以上时，在Fe字后面再加两位数字，如J506Fe13等。结构钢焊条有特殊性能和用途的，则在牌号后面加注起主要作用的化学元素符号或主要用途的拼音字母。

表 12.2-3 焊缝金属抗拉强度等级

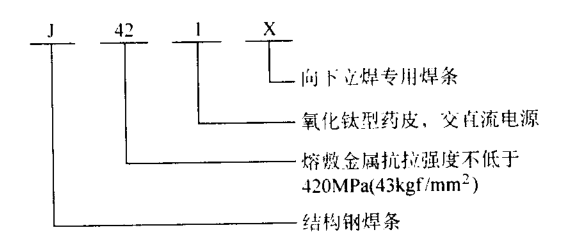
焊条牌号	焊缝金属抗拉强度等级	
	MPa	$kgf \cdot mm^{-2}$
J42×	420	43
J50×	490	50
J55×	540	55
J60×	590	60
J70×	690	70
J75×	740	75
J80×	780	80
J85×	830	85
J90×	880	90
J10×	980	100

表 12.2-4 焊条牌号中第三位数字的含意

焊条牌号	药皮类型	焊接电源种类
□××0	不属已规定的类型	不规定
□××1	钛型	直流或交流
□××2	钛钙型	直流或交流
□××3	钛铁矿型	直流或交流
□××4	氧化铁型	直流或交流
□××5	纤维素型	直流或交流
□××6	低氢钾型	直流或交流
□××7	低氢钠型	直流
□××8	石墨型	直流或交流
□××9	盐基型	直流

注：表中“□”表示焊条牌号的拼音字母或汉字，××表示牌号中的前两位数字。

牌号举例：



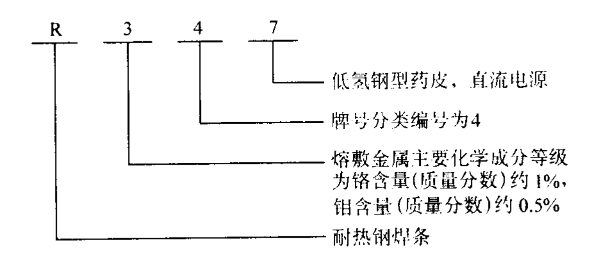
(2) 钼和铬钼耐热钢焊条

牌号前加“R”（或“热”字），表示钼和铬钼耐热钢焊条。牌号第一位数字，表示熔敷金属主要化学成分组成等级，参见表12.2-5。牌号第二位数字，表示同一熔敷金属主要化学成分组成等级中的不同牌号，对于同一组成等级的焊条，可有十个牌号，按0、1、2、……9顺序编排，以区别铬钼之外的其他成分的不同。牌号第三位数字，表示药皮类型和焊接电源种类（见表12.2-4）。

表 12.2-5 耐热钢焊条熔敷金属主要化学成分组成等级

焊条牌号	熔敷金属主要化学成分（质量分数）组成等级
R1××	含Mo约0.5%
R2××	含Cr约0.5%，含Mo约0.5%
R3××	含Cr1%～2%，含Mo0.5%～1%
R4××	含Cr约2.5%，含Mo约1%
R5××	含Cr约5%，含Mo约0.5%
R6××	含Cr约7%，含Mo约1%
R7××	含Cr约9%，含Mo约1%
R8××	含Cr约11%，含Mo约1%

牌号举例：



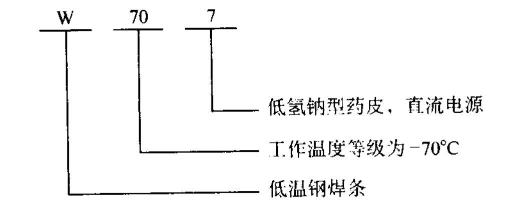
(3) 低温钢焊条

牌号前加“W”（或“温”字），表示低温钢焊条。牌号前两位数字，表示低温钢焊条工作温度等级，参见表12.2-6。牌号第三位数字，表示药皮类型和焊接电源种类（见表12.2-4）。

表 12.2-6 低温钢焊条工作温度等级

焊条牌号	工作温度等级/℃
W60×	-60
W70×	-70
W90×	-90
W10×	-100
W19×	-196
W25×	-253

牌号举例：



(4) 不锈钢焊条

牌号前加“G”（或“铬”字）或“A”（或“奥”字），分别表示铬不锈钢焊条或奥氏体铬镍不锈钢焊条。牌号第一位数字，表示熔敷金属主要化学成分组成等级，参见表12.2-7。

牌号第二位数字，表示同一熔敷金属主要化学成分组成等级中的不同牌号。对同一组成等级焊条，可有10个牌号，

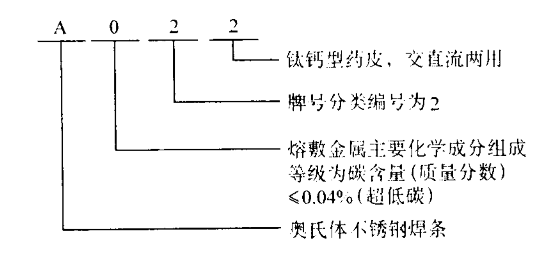


表 12.2-7　不锈钢焊条熔敷金属主要化学成分组成等级

焊条牌号	熔敷金属主要化学成分（质量分数）组成等级
G2××	铬含量约为 13%
G3××	铬含量约为 17%
A0××	碳含量≤0.04%（超低碳）
A1××	铬含量约为 19%，镍含量约为 10%
A2××	铬含量约为 18%，镍含量约为 12%
A3××	铬含量约为 23%，镍含量约为 13%
A4××	铬含量约为 26%，镍含量约为 21%
A5××	铬含量约为 16%，镍含量约为 25%
A6××	铬含量约为 16%，镍含量约为 35%
A7××	铬锰氮不锈钢
A8××	铬含量约为 18%，镍含量约为 18%
A9××	铬含量约为 20%，镍含量约为 34%

按 0、1、2……9 顺序排列，以区别镍铬之外的其他成分的不同。牌号第三位数字，表示药皮类型和焊接电源种类（见表 12.2-4）。

牌号举例：



(5) 堆焊焊条

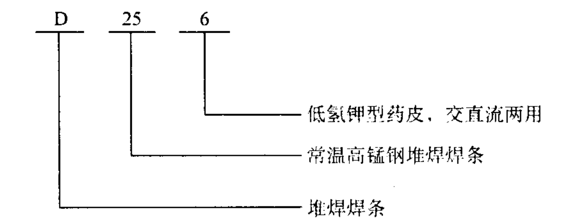
牌号前加“D”（或“堆”字），表示堆焊焊条。牌号的前两位数字表示堆焊焊条的用途或熔敷金属的主要成分类型等，见 12.2-8。

表 12.2-8　堆焊焊条牌号的前两位数字含意

焊条牌号	主要用途或主要成分类型
D00×～09×	不规定
D10×～24×	不同硬度的常温堆焊焊条
D25×～29×	常温高锰钢堆焊焊条
D30×～49×	刀具工具用堆焊焊条
D50×～59×	阀门堆焊焊条
D60×～69×	合金铸铁堆焊焊条
D70×～79×	碳化钨堆焊焊条
D80×～89×	钴基合金堆焊焊条
D90×～99×	待发展的堆焊焊条

牌号第三位数字表示药皮类型和焊接电源种类（见表 12.2-4）。

牌号举例：



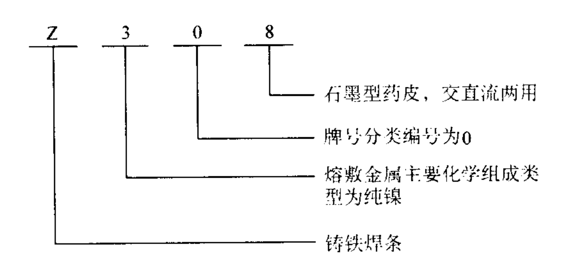
(6) 铸铁焊条

牌号前加“Z”（或“铸”字），表示铸铁焊条。牌号第一位数字，表示熔敷金属主要化学成分组成类型，其含意列于表 12.2-9。牌号第二位数字，表示同一熔敷金属主要化学成分组成类型中的不同牌号，对同一成分组成类型的焊条，可有十个牌号，按 0、1、2、……9 顺序排列。牌号第三位数字，表示药皮类型及焊接电源种类（见表 12.2-4）。

表 12.2-9　铸铁焊条牌号第一位数字含意

焊条牌号	熔敷金属主要化学成分组成类型
Z1××	碳钢或高钒钢
Z2××	铸铁（包括球墨铸铁）
Z3××	纯镍
Z4××	镍铁合金
Z5××	镍铜合金
Z6××	铜铁合金
Z7××	待发展

牌号举例：



(7) 有色金属焊条

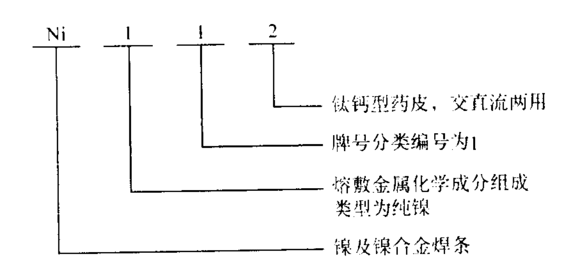
牌号前加“Ni”（或“镍”字）、“T”（或“铜”字）、“L”（或“铝”字），分别表示镍及镍合金焊条、铜及铜合金焊条、铝及铝合金焊条。牌号第一位数字，表示熔敷金属化学成分组成类型，其含意列于表 12.2-10。

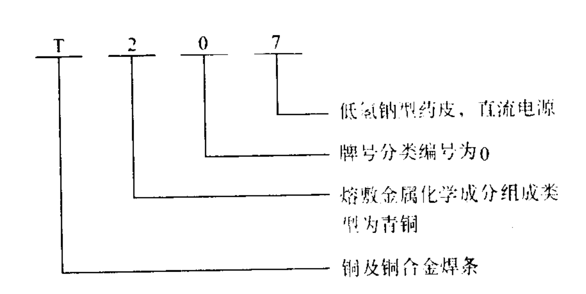
表 12.2-10　有色金属焊条牌号第一位数字的含意

焊条牌号		熔敷金属化学成分组成类型
镍及镍合金焊条	Ni1××	纯镍
	Ni2××	镍铜合金
	Ni3××	茵科镍合金
	Ni4××	待发展
铜及铜合金焊条	T1××	纯铜
	T2××	青铜合金
	T3××	白铜合金
	T4××	待发展
铝及铝合金焊条	L1××	纯铝
	L2××	铝硅合金
	L3××	铝锰合金
	L4××	待发展

牌号第二位数字，表示同一熔敷金属化学成分组成类型中的不同牌号，对于同一成分组成类型焊条，可有十个牌号，按0、1、2……9顺序排列。牌号第三位数字表示药皮类型和焊接电源种类（见表12.2-4）。

牌号举例：





2 结构钢焊条

结构钢焊条包括低碳钢焊条、高强度钢焊条和低合金耐腐蚀钢焊条。结构钢焊条的使用量最大，品种也很多，有百余个牌号。低碳钢焊条的焊缝强度只有420 MPa和490 MPa两个强度级别。高强度钢焊条的焊缝强度为540～980 MPa，用于焊接低合金高强度钢、中碳钢及中碳合金钢等。低合金耐腐蚀钢焊条又分为耐大气腐蚀、耐海水腐蚀、耐硫化氢及氨水等腐蚀介质的焊条。根据焊条的自身特征和使用要求，又有多种名称的结构钢焊条，例如高韧性焊条、超低氢焊条、低吸潮焊条、低尘焊条、超低氢高韧性焊条、底层焊条、盖面焊条、管道用焊条、向下立焊焊条、铁粉焊条及重力焊条等。为了区分这些焊条，一般在焊条牌号的尾部加注不同的字母，其中D表示底层焊条，DF—低尘焊条，G—管道焊条，GM—盖面焊条，H—超低氢焊条，LMA—低吸潮焊条，R—高韧性，RH—高韧性超低氢，SL—渗铝钢用，X—向下立焊用，Z—重力焊条。

2.1 焊条的成分和性能

结构钢焊条的熔敷金属化学成分与力学性能汇总于表12.2-11。

2.2 焊条的选择和使用

2.2.1 焊条的选择

（1）基本要点

表 12.2-11 结构钢焊条的熔敷金属成分与力学性能

项目 牌号	化学成分（质量分数）/%				力学性能			
	C	Si	Mn	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
J421、J421Fe13 J421Fe、J421Fe16 J421X、J421Fe18	≤0.12	≤0.35	0.3～0.6		450～530	≥330	16～28	常温，50～75
J422、J422Fe13 J422Fe、J422Fe16 J422Z、J422Fe18 J422GM	≤0.12	≤0.25	0.3～0.6		430～500	≥330	22～32	0℃，70～115
J422CrCu	≤0.12	≤0.25	0.3～0.6	Cr 0.2～0.65 Cu 0.2～0.4	430～500	≥330	22～30	0℃，70～115
J422CuCrNi	≤0.12	≤0.25	0.3～0.6	Cr 0.2～0.8 Cu 0.2～0.5 Ni≤0.5	430～500	≥330	22～30	0℃，70～115
J423	≤0.12	≤0.20	0.35～0.6		430～500	≥330	22～30	0℃，60～110
J424	≤0.12	≤0.25	0.5～0.9		430～490	≥330	22～30	常温，60～110
J424Fe14 J424Fe16 J424Fe18	≤0.12	≤0.25	0.5～0.9		420～460	≥330	22～26	-30℃，30～80
J425 J425G	≤0.20	≤0.30	0.3～0.6		460～570	≥330	22～26	-30℃，100～130
J426 J426H J426X J426Fe	≤0.12	≤0.9	≤1.25		460～540	≥330	25～33	-30℃，80～180
J427 J427X	≤0.12	≤0.9	≤1.25		450～530	≥330	25～33	-30℃，80～180
J427Ni	≤0.12	≤0.5	0.50～0.85	Ni≤0.70	430～510	≥330	28～34	-40℃，160～220



续表 12.2-11

牌号＼项目	化学成分（质量分数）/%				力学性能			
	C	Si	Mn	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
J501Fe J501Fe15 J501Fe18	≤0.12	≤0.9	0.80~1.4	Mo≤0.30 V≤0.08	490~610	≥400	17~25	0℃，47~100
J502　J502Fe	≤0.12	≤0.3	0.4~0.9		510~570	≥400	20~30	0℃，60~110
J502Fe16 J502Fe18	≤0.12	≤0.9	0.5~0.9	Mo≤0.50	520~570	≥400	22~28	0℃，30~90
J502CuP	≤0.12	≤0.3	0.5~0.9	Cu 0.2~0.5 P 0.06~0.12	510~550	≥350	18~22	常温，35~85
J502NiCu	≤0.10	≤0.30	0.3~0.8	Cu 0.15~0.4 Ni 0.2~0.5	540~600	≥390	24~26	0℃，80~150
J502WCu	≤0.12	≤0.30	0.5~0.9	Cu 0.2~0.5 W 0.2~0.5	490~560	≥390	22~30	0℃，50~70
J502NiCrCu	≤0.10	≤0.30	0.4~0.75	Cu 0.1~0.3 Cr 0.25~0.45 Ni 0.3~0.5	510~580	≥400	22~28	0℃，≥50
J503	≤0.12	≤0.30	0.5~0.9		520~560	≥400	20~30	0℃，60~110
J504Fe J504Fe14	≤0.12	≤0.75	≤1.25	Mo≤0.3	490~660	≥400	≥22	-30℃，30~80
J505　J505G	≤0.20	≤0.20	0.4~0.6		490~620	≥400	20~26	-30℃，50~100
J505MoD	≤0.20	≤0.20	0.4~0.7	Mo 0.2~0.6	490~620	≥400	20~26	-30℃，50~100
J506　J506H J506X　J506DF J506D　J506Fe	≤0.12	≤0.75	≤1.6		510~580	≥400	25~33	-30℃，50~200
J506GM	≤0.09	≤0.60	≤1.6		≥490	≥400	≥22	-40℃，≥47
J506Fe-1	≤0.12	≤0.70	≤1.6		510~580	≥400	24~30	-46℃，50~100
J506Fe16 J506Fe18	≤0.12	≤0.75	≤1.6		520~580	≥400	≥22	-20℃，≥27
J506LMA	≤0.12	≤0.75	≤1.6		530~600	≥400	≈30	-30℃，~130
J506R	≤0.10	≤0.50	≤1.5	Ni≤0.7	≈570	≥400	≈32	-40℃，100~180
J506RH	≤0.10	≤0.50	≤1.6	Ni 0.35~0.80	490~600	≥400	23~30	-40℃，100~150
J506WCu	≤0.12	≤0.35	0.6~1.2	W 0.2~0.5 Cu 0.2~0.5	490~600	≥390	22~28	-30℃，70~95
J506NiCu	≤0.12	≤0.70	0.5~1.2	Ni 0.2~0.5 Cu 0.2~0.4	490~600	≥390	23~39	-30℃，60~110
J507　J507H J507X　J507DF J507D　J507Fe	≤0.12	≤0.75	≤1.6		510~580	≥400	24~32	-30℃，40~200
J507R	≤0.12	≤0.70	≤1.6	Ni≤0.7	490~570	≥390	24~34	-30℃，100~200
J507NiTiB	≤0.12	≤0.60	≤1.6	Ni 0.35~0.65 Ti 0.02~0.04 B 0.002~0.005	490~570	≥410	26~34	-40℃，80~190
J507RH	≤0.10	≤0.50	≤1.6	Ni 0.35~0.80	490~610	≥410	25~30	-40℃，70~190
J507XG	≤0.12	≤0.75	0.8~1.3		510~570	≥400	22~32	-30℃，40~100
J507Fe16	≤0.12	≤0.75	≤1.6	Mo≤0.3	≥490	≥400	≥22	-20℃，≥27



续表 12.2-11

牌号 \ 项目	化学成分（质量分数）/%				力学性能			
	C	Si	Mn	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
J507NiCu	≤0.12	≤0.70	0.5~1.2	Ni 0.2~0.5 Cu 0.2~0.4	490~590	≥390	23~30	-30℃，60~110
J507WC	≤0.12	≤0.35	0.6~1.2	W 0.2~0.5 Cu 0.2~0.5	510~590	≥390	22~28	-30℃，70~95
J507Mo	≤0.12	≤0.60	≤0.9	Mo 0.4~0.65	510~590	≥390	22~28	-30℃，50~100
J507MoNb	≤0.12	≤0.65	0.6~1.2	Mo 0.3~0.6 Nb 0.03~0.15	510~590	≥390	22~28	-30℃，50~100
J507MoW	≤0.10	≤0.50	≤0.80	Mo 0.5~0.9 W 0.5~0.9	510~590	≥390	22~28	-30℃，50~100
J507CrNi	≤0.10	0.3~0.5	0.5~0.8	Cr 0.5~0.8 Ni 0.2~0.5 Cu 0.2~0.5	510~590	≥390	22~27	-30℃，60~150
J507CuP	≤0.12	≤0.50	0.8~1.3	Cu 0.2~0.5 P 0.06~0.12	510~570	≥390	20~26	常温，100~160
J507FeNi	≤0.08	≤0.65	0.8~1.3	Ni 1.2~2.0	490~540	≥390	23~28	-40℃，75~200
J507MoWNbB	≤0.10	≤0.45	≤0.85	Mo 0.4~0.6 W 0.1~0.2 Nb 0.01~0.04 B 0.000 5~0.001 5	≥490	≥390	22~28	常温，≥47
J507NiCuP	≤0.12	≤0.45	0.6~1.6	Ni 0.55~0.75 Cu 0.4~0.6 P 0.06~0.10	≥490	≥390	≥22	-20℃，≥30
J507SL	≤0.12	≤0.50	≤1.2	Mo≤0.3 V≤0.3 Al≤0.055	≥490	≥345	≥20	常温，≥27
J553	≤0.12	≤0.30	0.6~1.2	Mo≥0.2	550~620	≥440	18~28	常温，≥27
J555	≤0.20	≤0.50	≥1.0		≥540	≥440	≥17	-30℃，≥27
J555G	≤0.20	≤0.20	≥1.0		≥540	≥440	≥17	-30℃，≥27
J556	≤0.12	0.3~0.7	≥1.0		550~620	≥440	22~30	-30℃，≥27
J556RH	≤0.12	0.3~0.7	≥1.0	Ni≤0.85	550~620	≥440	27~30	-40℃，120~180
J557	≤0.12	0.3~0.7	≥1.0		550~620	≥440	22~32	-30℃，≥27
J557MoV	≤0.10	≤0.25	0.8~1.3	Mo 0.2~0.35 V 0.03~0.05	550~600	≥440	≥25	-40℃，≥27
J557Mo	≤0.12	≤0.6	1.2~1.7	Mo 0.40~0.65	550~620	≥440	22~32	-30℃，35~150
J606 J607	≤0.12	≤0.6	1.25~1.75	Mo 0.25~0.45	610~670	≥490	20~28	-30℃，≥27
J607Ni	≤0.10	≤0.8	≥1.0	Ni 1.2~1.5	690	590	23	-50℃，54
J606RH J607RH	≤0.10	≤0.8	≥1.0	Ni 0.6~1.2 Mo 0.1~0.4	640	520	26	-50℃，100
J707	≤0.15	≤0.6	1.68~2.0	Mo 0.25~0.45	≥690	≥590	≥15	-30℃，≥27
J707Ni	≤0.10	≤0.60	≥1.0	Ni 1.8~2.2 Cr≤0.2 Mo 0.4~0.6	760	630	23	-40℃，140
J707RH	≤0.10	0.3~0.6	1.2~1.6	Ni 1.4~2.0 Mo 0.1~0.2 Cr 0.08~0.2	≥690	≥590	≥15	-50℃，≥34



续表 12.2-11

牌号 \ 项目	化学成分（质量分数）/%				力学性能			
	C	Si	Mn	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
J707NiCr	≤0.10	≤0.40	≤1.0	Ni 1.0～1.7 Mo 0.3～0.6 Cr 0.3～0.8	680～770	≥590	≥16	－50℃，≥27
J707NiW	0.05～0.10	0.2～0.4	0.9～1.35	Ni 0.5～0.9 Mo 0.3～0.6 W 0.2～0.5	720	610	18	－50℃，36
J757	≤0.20	≤0.60	≥1.0	Mo≤1.0	770～870	≥640	15～21	常温，≥27
J757Ni	≤0.10	≤0.60	≥1.0	Ni 2.0～2.6 Mo 0.4～0.7 Cr≤0.2	860	710	24	－40℃，88
J807	≤0.09	≤0.40	≤2.0	Mo 0.8～1.0	≥780	≥690	≥13	常温，≥27
J807RH	≤0.10	≤0.50	1.3～1.8	Ni 1.4～2.0 Mo 0.3～0.6 Cr≤0.6	800～880	≥685	17～24	－40℃，47～80
J857	≤0.15	0.4～0.8	≥1.0	Mo 0.6～1.2	860～950	≥740	≥12	常温，≥27
J857Cr	≤0.15	≤0.60	≥1.0	Mo 0.5～1.0 Cr 0.7～1.1 V 0.05～0.15	≥830	≥740	≥12	常温，≥27
J857CrNi	≤0.10	≤0.60	1.3～2.25	Ni 1.75～2.5 Cr 0.3～1.5 Mo 0.3～0.55 V≤0.05	860	≥740	≥12	－50℃，50
J956	≤0.08	≤0.50	≥1.0	Ni 2.0～3.0 Cr 0.5～1.2 Mo 0.4～1.0	950～990	≥860	13～18	－25℃，35～48
J107	≤0.20	0.3～0.8	≥1.0	Mo 0.3～0.6	≥980	≥880	≥12	常温，≥27
J107Cr	≤0.15	0.3～0.7	≥1.0	Cr 1.5～2.2 Mo 0.4～0.8 V 0.08～0.16	990～1 000	≥880	≥12	常温，≥27

1）考虑工件的力学性能和化学成分

① 从等强度的观点出发，选择满足力学性能要求的焊条。也可结合母材的焊接性，改用不等强度而韧性好或抗裂性更好的焊条。

② 使熔敷金属的合金成分符合或接近母材的合金成分。

③ 当母材成分中碳、硫、磷等含量较高时，应选择碳含量低的低氢型焊条。

④ 高强度钢工件以等强度为主，低合金耐蚀钢工件则以焊缝和母材的化学成分相接近为主。

2）考虑工件的使用性能

① 承受动载荷的工件，除满足强度要求外，对韧性和塑性也有高的要求。应选择高韧性低氢型焊条。

② 承受静载荷的工件，在强度不高的情况下，可采用非低氢型焊条。

3）考虑工件的尺寸和形状等

① 形状复杂或大厚度的工件，易产生裂纹，应选择低氢或超低氢型焊条。

② 施焊位置不能变动的工件，应选择适于全位置焊接的焊条。

4）考虑效率和经济性等　对焊接工作量大的工件，尽量采用高效焊条，例如铁粉焊条，重力焊条等。有些工件应采用专用焊条，例如底层焊条，向下立焊焊条等，以提高焊接生产率和经济性。

（2）碳钢焊条的选择要点

1）低碳钢用焊条

① 根据等强度原则，焊接低碳钢时可采用 J421、J422、J426 等低强度的焊条。

② 当焊接厚板、大刚性结构或返修焊接时，应采用抗裂性能好的低氢型焊条。

③ 向下立焊或要求单面焊双面成形时，应采用专用焊条。

2）中碳钢用焊条

① 中碳钢焊接时应尽量选用低氢型焊条。

② 当不要求焊缝与母材等强度时，可选择强度等级稍低的低氢型焊条。应采用预热和缓冷措施。

3）高碳钢用焊条

① 必须采用低氢型焊条，为防止产生热影响区裂纹，应采用预热，保持道间温度及后热处理。

② 当要求等强度时，可选用 J607、J707 等相应强度等级的焊条；当不要求等强度时，应选用 J507 等低强度焊条。在不能预热的情况下，也可选用塑性高的奥氏体焊条，如 A107、A307 等。

（3）高强度钢焊条的选择要点

1）一般应选用与母材强度等级相当的焊条。当要求韧



性较高时，应选择高韧性的等强度焊条品种。

2）焊接强度高且对韧性有特殊要求的钢种，从等韧性角度考虑，可选用强度等级稍低而韧性更高些的焊条，即所谓的低匹配焊条。

3）对于厚度大、拘束度大或冷裂倾向大的结构，应选用低氢型或超低氢型焊条。

4）不同强度等级的钢种焊接时，可按异种钢中强度等级较低的钢种选配焊条。

（4）低合金耐腐蚀钢焊条的选择要点

1）主要根据焊缝的耐腐蚀性能来选择焊条，即焊缝的成分尽可能与母材相接近。

2）在焊缝成分与母材相接近的前提下，再根据母材的强度等级来选择相近强度等级的焊条。

2.2.2 焊条的使用注意事项

（1）焊条的再烘干

1）低氢型焊条焊前必须烘干，并放在 100 ~ 150℃的保温箱中保存，随用随取。普通焊条的烘干温度为 350℃，高强度焊条为 400 ~ 430℃。

2）为改善焊接工艺性能，非低氢型焊条严重吸潮后也要进行再烘干。

（2）坡口的清理

1）焊前应清除坡口内的锈、油、水分等污物。

2）定位焊接时的焊渣和烟尘附着物能够吸潮，焊完定位焊缝后应立即清除。

（3）控制焊接线能量

焊接高强度钢时，线能量过大将引起焊缝强度和韧性降低，应予严格控制，特别是立焊。

（4）预热、道间温度及后热处理

焊接高强度钢时，为防止产生冷裂纹，根据钢种的不同应选择合适的预热及道间温度，必要时采用相应的后热处理。

（5）焊接操作注意事项

1）在坡口内引弧时要采用返回式操作方法，也可在引弧板上起弧后再移入坡口之内。

2）尽可能采用短弧焊接。

3）为提高冲击韧性，每一层焊缝尽可能薄些是有效的。

4）当焊接现场的风速超过 3 m/s 时，要采用防风措施。

5）在密闭环境中施焊时应采取通风换气。

6）焊接高磷耐大气腐蚀钢时，为防止裂纹，应采用较小的焊接电流和较慢的焊速。

2.3 焊条与钢种的配套

2.3.1 低碳钢和高强度钢用焊条

表 12.2-12 列出了低碳钢和高强度钢焊接时可能采用的焊条，表中只列上了代表性的牌号，有些专用性焊条可根据需要另行选择。

表 12.2-12 低碳钢和高强度钢用焊条一览表

屈服强度等级/MPa	钢　号	焊条牌号
≤275	Q235 Q255 20g Q275 22g 10、 20Q 15 25 20 30	J421 J421X J422 J422Fe J423 J425 J425G J426 J427X J427 J427Ni
295	09MnV 09MnNb 09Mn2 12Mn	J422 J426H J423 J426Fe J426 J427X J427 J427Ni

续表 12.2-12

屈服强度等级/MPa	钢　号	焊条牌号
345	16Mn 16MnR 16MnRE 14MnNb 12MnV 18Nb	J502 J507R J503 J507D J506 J507H J507 J507RH J507Fe J507X
390	15MnV 15MnTi 16MnNb 15MnVR 15MnVRe	J502 J506H J503 J507D J506 J507H J507 J507RH J507Fe J507X
440	15MnVN HQ60 15MnVNR CF60 14MnVTiRe 14MnMoNb	J556 J606R J557 J606RH J557Mo J607Ni J557MoV J607RH
490	15MnMoV CF-62 15MnMoVCu 18MnMoNb	J606 J607 J607Ni J607RH
540	14MnMoVB	J607 J707 J707Ni
590	14MnMoVN 12Ni3CrMoV 12MnCrNiMoVCu HQ70	J707 J707Ni J707NiCr J707NiW J707RH
690	14MnMoNbB HQ80 HQ80C CF80	J807 J757Ni J807RH
785	10Ni5CrMoV	840
880	HQ100	J956
—	30CrMnSi 30CrMo 35CrMo 40Cr	J857Cr J107Cr

2.3.2 低合金耐腐蚀钢用焊条

低合金耐腐蚀钢用焊条见表 12.2-13。

表 12.2-13 低合金耐腐蚀钢用焊条一览表

腐蚀介质	钢　号	焊条牌号
大气	16CuCr 12MnCuCr 09CuPCrNi	J422CrCu J422CuCrNi
	09Mn2Cu 09MnCuPTi 10MnPNbRe 16MnCu 08MnPRe 12MnPRe 12CuPCrNi 15MnCuCr	J502CuP J502NiCu J502NiCrCu J507NiCu J507CuP J507NiCrCu J506NiCu J506WCu
海水	10NiCuP	J507NiCuP
	10CrAl 10CrMoAl	J507CrNi
硫化氢	12MoVAl	J507Mo
	12SiMoVNb 15MoV	507MoNb
	10MoWVNb	J507MoW
	12SiMoVNb	J507MoWNbB
	15MoVAl	J507MoNb



续表 12.2-13

腐蚀介质	钢号	焊条牌号
氢、氮、氨	20Al2VRe	J507CrNi A302，A307
	08WVSn	J507WV
	09CuWSn	J507WCu
	渗铝钢	J507SL J557SL
氧化腐蚀	15Al3MoWTi	TS607
	10MoWVNb	J507MoW

3 铬钼耐热钢焊条和低温钢焊条

3.1 铬钼耐热钢焊条

耐热钢可分为珠光体耐热钢、马氏体耐热钢、铁素体耐热钢和奥氏体耐热钢四大类，主要用于锅炉、化学工业和炼油设备等。在使用过程中同时承受温度和压力的作用，因此，要求钢材和焊接材料在高温下具有化学稳定性和足够的抗蠕变性能及持久强度，还要具有抗气体侵蚀的能力。

焊接耐热钢用的焊条也分为四大类，其中铁素体型和奥氏体型耐热钢焊条并入不锈钢焊条部分说明，这里只介绍珠光体型和马氏体型耐热钢焊条。

珠光体型耐热钢焊条的焊缝碳含量（质量分数）较低（通常≤0.12%），合金元素的含量也较少，铬含量（质量分数）不超过3%，钼含量（质量分数）不超过1%，有的还含少量V、Nb、W等元素。

马氏体型耐热钢焊条的焊缝碳含量较高，有的高达0.19%，合金元素的含量也明显增多，铬含量为5%～12%，钼含量可接近2%，有的还加入质量分数为1%左右的Ni，以提高其淬透性。由于焊缝中合金元素和碳的含量高，焊缝组织属马氏体类，故称马氏体型耐热钢焊条。

耐热钢焊条的药皮类型只有三种，即钛钙型、氧化钛氧化铁型和低氢型。钛钙型焊条的工艺性能优良，可交直流两用，适于全位置焊接，常用于不容易产生焊接裂纹的部位及盖面焊道。薄壁管经氩弧焊打底后，往往采用这类焊条盖面。氧化钛氧化铁型焊条也适于全位置焊接，交直流两用，其特点是焊缝金属具有更好的抗气孔性能和冷弯性能，达到了水电部提出的合金钢高压管道焊接的各项技术要求。低氢型焊条具有优良的抗裂性能，主要用于要求抗裂性能高的部件的焊接。对于合金含量较高的珠光体型耐热钢焊条和所有的马氏体型耐热钢焊条，由于其冷裂纹敏感性较大，宜尽量降低焊缝中的扩散氢含量，所以均应采用低氢型药皮。

3.1.1 焊条的成分和用途

铬钼耐热钢焊条的成分和用途汇总于表12.2-14。

表 12.2-14 铬钼耐热钢焊条的简明特性

焊条牌号	熔敷金属主要成分（质量分数）/%	主要用途
R102	Mo≤0.5	用于工作温度在510℃以下的锅炉管道（例如15Mo）经氩弧焊打底后的盖面焊
R106Fe R107	Mo≤0.5	用于工作温度在510℃以下的15Mo等珠光体耐热钢的焊接

续表 12.2-14

焊条牌号	熔敷金属主要成分（质量分数）/%	主要用途
R200	Cr≤0.5 Mo≤0.5	用于工作温度在510℃以下的12CrMo等珠光体耐热钢的焊接，R202可用于氩弧焊打底后的盖面焊
R202	Cr≤0.5 Mo≤0.5	
R207	Cr≤0.5 Mo≤0.5	用于工作温度在510℃以下的12CrMo等珠光体耐热钢的焊接
R302	Cr≤1.0 Mo≤0.5	用于工作温度在520℃以下的锅炉管道（15CrMo）经氩弧焊打底后的盖面焊
R306Fe R307 R307H	Cr≤1.0 Mo≤0.5	用于工作温度在520℃以下的15CrMo等珠光体耐热钢的焊接
R310	Cr≤1.0 Mo≤0.5 V≤0.2	用于工作温度在540℃以下的12CrMoV等珠光体耐热钢的焊接
R312	Cr≤1.0 Mo≤0.5 V≤0.2	用于工作温度在540℃以下的锅炉管道（例如12CrMoV）经氩弧焊打底后的盖面焊
R316Fe R317	Cr≤1.0 Mo≤0.5 V≤0.2	用于工作温度在540℃以下的12CrMoV等珠光体耐热钢的焊接
R327	Cr≤1.2 Mo≤0.8 V≤0.3 W≤0.4	用于工作温度在570℃以下的15CrMoV等珠光体耐热钢的焊接
R337	Cr≤1.2 Mo≤0.8 V≤0.3 Nb≤0.2	用于工作温度在570℃以下的15CrMoV等珠光体耐热钢的焊接
R340 R347	Cr≤2.0 Mo≤0.5 V≤0.4 W≤0.4 B≤0.002	用于工作温度在620℃以下的耐热钢的焊接
R400	Cr≤2.5 Mo≤1.0	用于Cr2.5Mo1珠光体耐热钢的焊接
R402	Cr≤2.5 Mo≤1.0	用于工作温度在550℃以下的锅炉管道经氩弧焊打底后的盖面焊
R406Fe R407	Cr≤2.5 Mo≤1.0	用于Cr2.5Mo1珠光体耐热钢的焊接
R417	Cr≤2.7 Mo≤0.9 V≤0.4 Nb≤0.5	用于焊接12Cr3MoVSiTiB类珠光体耐热钢结构
R427	Cr≤2.7 Mo≤0.9 V≤0.3 W≤0.4 Nb≤0.2	用于工作温度在620℃以下的12Cr2MoWVB（102钢）和12Cr3MoVSiTiB耐热钢的焊接
R507	Cr4.5～6.0 Mo0.40～0.70 V0.10～0.35	用于Cr5MoV等珠光体耐热钢的焊接



续表 12.2-14

焊条牌号	熔敷金属主要成分（质量分数）/%	主要用途
R517A	Cr5～6 Mo0.6～0.8 W0.25～0.45 V0.25～0.4 Nb0.04～0.14	用于工作温度在650℃以下的10Cr5MoWVTiB等珠光体耐热钢的焊接
R707	Cr8.5～10.0 Mo0.70～1.00	用于Cr9Mo耐热钢及过热器管道的焊接
R717	Cr8～9.5 Mo0.8～1.1 V0.15～0.4 Ni0.4～1.0 Nb0.02～0.08	用于工作温度在600～650℃的Cr9MoNiV耐热钢的焊接
R717A	Cr8.5～10.0 Mo0.8～1.1 Ni0.5～0.8	用于焊接Cr9Mo1型耐热钢结构，例如过热器管及石油精炼设备的加热器管等
R802 R807	Cr9.5～11.5 Mo0.60～0.90 V0.20～0.40 Ni0.60～0.90	用于工作温度在565℃以下的1Cr11MoV耐热钢的焊接
R817	Cr9.5～12.0 Mo0.80～1.10 Ni0.40～1.10 V0.20～0.40 W0.40～0.70	用于工作温度在580℃以下的Cr11MoNiVW型耐热钢的焊接
R827	Cr9.5～12.0 Mo0.80～1.10 V0.20～0.40 Ni0.40～1.10	用于工作温度在565℃以下的Cr11MoV及Cr11MoNiV型耐热钢的焊接

3.1.2 焊条的选择和使用

（1）焊条的选择要点

1）总的原则是根据工作温度来选择耐热钢。再根据钢的化学成分来选择相近成分的焊条。这样可使熔敷金属的化学成分和力学性能与母材相接近。如果两者成分相差很大，在长期高温工作后，会使接头的持久强度明显下降。

2）焊缝金属的强度不宜选得过高，否则，塑性变差，接头冷弯性能达不到要求。

3）为提高焊缝的韧性和抗裂性能，可选择碳含量低的铬钼钢焊条。

4）焊接马氏体耐热钢时，若焊后不进行热处理，可选用塑性好的铬镍奥氏体焊条，例如A302、A402等。

5）异种铬钼耐热钢焊接时，一般选用与中间成分相近的焊接材料。并应根据其中焊接性差的母材来确定预热、道间温度及焊后热处理条件。

（2）焊条的使用注意事项

1）预热和焊后热处理

铬钼耐热钢淬硬倾向大，容易产生冷裂纹。为此，必须进行预热，并保持一定的道间温度。焊后热处理有利于消除残余应力，加速扩散氢的逸出，降低焊缝硬度和改善焊缝的力学性能。但焊后加热温度不应超过母材的回火温度。另外，加热和冷却速度也应严格控制，以防止出现回火脆化和再热裂纹。铬钼耐热钢的预热及焊后热处理规范参见表12.2-15，加热和冷却速度按每小时 $200\times25/t$（℃）计算，t 为板厚（mm），但最大速度不能超过200℃/h。

表 12.2-15 预热、道间温度及焊后热处理温度

钢种	预热和道间温度/℃	焊后热处理温度/℃
Mn-Mo-Ni钢	150～250	590～650
0.5Mo 0.5Cr-0.5Mo	100～250	620～680
1Cr-0.5Mo 1.25Cr-0.5Mo	150～300	650～700
2.25Cr-1Mo 3Cr-1Mo	200～350	680～730
5Cr-0.5Mo 9Cr-1Mo	250～350	710～780

2）焊接线能量

焊接线能量对抗裂性能和焊缝力学性能都有明显影响，应控制在适当范围之内，既不能太大也不能太小。

3）焊接操作注意事项

可参见结构钢焊接中的相关内容。但是，马氏体耐热钢的焊接弧坑裂纹尤应引起重视，可采用快速多次点弧法来填满弧坑。

3.1.3 焊条与钢种的配套

珠光体耐热钢和马氏体耐热钢用焊条见表12.2-16。

表 12.2-16 铬钼耐热钢用焊条一览表

类别	钢号	焊条牌号
珠光体耐热钢	15Mo	R102 R107
	12CrMo	R200 R202 R207
	15CrMo	R302 R307 R307H
	20CrMo	R207 R307 R307H
	12Cr1MoV	R310 R312 R317
	15CrMoV 20Cr1MoV	R327 R337 R317
	12Cr2Mo	R400 R407 R406Fe
	12Cr3MoVTiB	R417 R427
	12MoWSiBRe	R317 R327
	12Cr2MoWVTiB	R340 R347
马氏体耐热钢	Cr5Mo	R507
	Cr5MoWVTiB	R517A
	Cr9Mo	R707
	Cr9MoNiV	R717
	Cr9Mo1	R717A
	1Cr11MoV	R802 R807
	Cr11MoNiVW	R817
	Cr11MoNiV	R827

3.2 低温钢焊条

3.2.1 焊条的成分和用途

低温钢主要用于石油化学工业中液化气体的生产、储存和运输，也用于各种在低温下工作的压力容器、管道和设备。按使用温度划分，可将低温钢分为－40℃、－60℃、－70℃、－90℃、－100℃、－196℃和－253℃几个等级。其中－100℃以上的钢为低合金铁素体型低温钢；－196℃低温钢是以9Ni钢为代表的中合金低碳马氏体钢；－253℃用钢是高合金奥氏体钢。低温钢焊条的分级与钢种相一致，也是



按使用温度来区分，并且要求焊缝性能与同等级的钢种相匹配。低温钢焊条的主要性能参数是焊缝金属的低温韧性。为了得到高的韧性值，低温钢焊条均采用低氢型药皮。各种低温钢焊条的成分和用途汇总于表12.2-17。

表12.2-17 低温钢焊条的简明特性

焊条牌号	熔敷金属主要成分（质量分数）/%	主要用途
W607	Ni0.6～1.0 Ti≤0.03 B≤0.003	焊接－60℃下使用的低温钢结构
W607H	Ni2.0～2.75	焊接2.5Ni钢
W707	Mn≈2.0 Cu≈0.7	焊接－70℃下使用的低温钢结构
W707Ni	Ni2.0～2.75	焊接2.5Ni钢等
W907Ni	Ni3.0～3.75	焊接－90℃下使用的3.5Ni钢
W107	Ni3.1～3.7 Mo≤0.2	焊接－100℃下使用的3.5Ni钢
W107Ni	Ni4.0～5.5 Mo≈0.3 Cu≈0.5	焊接06AlNbCuN、06MnN及3.5Ni钢等－100℃使用的低温钢

3.2.2 焊条的选择与使用

（1）焊条的选择要点

1）焊条的选择主要是根据焊件的工作温度要求来确定的。－45℃以上的焊件可选择高韧性的结构钢焊条或Ti-B系的低合金钢焊条；－60～－70℃使用的低温钢，一般选用含Ni质量分数约为2.5%的低温钢焊条；－90～－100℃使用的低温钢可选用含Ni质量分数为3.5%～4.5%的低温钢焊条；极低温度下使用的结构，应选用奥氏体焊条或镍基合金焊条。

2）不同使用温度的低温钢相互焊接时，应选择与低温韧性较高的钢材相匹配的焊条。

（2）焊条的使用注意事项

1）采用较小的焊接线能量：为提高焊缝韧性，焊接电流尽可能小些，尽量不作摆动，使焊速更快些，以减少每层焊道的厚度。通过后续焊道的热处理作用，使晶粒细化的区域增大。

2）预热和道间温度：在不产生冷裂纹的前提下，尽可能降低预热和道间温度，以改善韧性。

3）焊后热处理：应选择最佳热处理规范，防止出现焊缝脆化。

3.2.3 焊条与钢种的配套

低温钢用焊条列于表12.2-18。

表12.2-18 低温钢用焊条一览表

使用温度	钢 号	焊条牌号
－40℃	16MnDR 15MnNiDR	J507NiTiB J506R J506RH J507RH
－70℃	2.5 Ni 09Mn2VDR 09MnTiCuReDR	W707 W707Ni W607H
－90℃	06MnNbDR	W907Ni
－100℃	3.5Ni 06AlNbCuN	W107 W107Ni

4 不锈钢焊条

不锈钢焊条有铬不锈钢焊条和铬镍不锈钢焊条之分。

铬不锈钢焊条又分为马氏体型不锈钢焊条和铁素体型不锈钢焊条。马氏体型不锈钢焊条，是通过增加碳含量，提高其淬硬性，使焊缝组织在常温下成马氏体。其焊缝铬含量（质量分数）在13%左右，具有良好的耐蚀和耐磨性能，用以焊接铬13型不锈钢。铁素体型不锈钢焊条，是通过降低碳含量，进一步增加铬含量，使高温下奥氏体区逐渐缩小，直至完全消失，这时即可得到铁素体焊缝组织。这类不锈钢焊条的焊缝金属淬硬倾向小，耐蚀性能优良，并具有较好的耐热性能。其焊缝铬含量（质量分数）在17%左右，用以焊接耐硝酸和耐热的铬17型不锈钢结构。

为了提高耐非氧化性酸的腐蚀能力，在高铬焊缝中再加入镍，使其组织在常温下变成奥氏体，进而发展成奥氏体不锈钢焊条，即铬镍不锈钢焊条。其焊缝组织有的是纯奥氏体，有的是奥氏体加少量铁素体（体积分数＜15%））。这类焊缝具有良好的耐腐蚀性能和抗氧化性能，广泛用于化工、化肥、石油、医疗器械等设备的制造。最基本的奥氏体型焊条是铬20镍10（简称20－10）焊条。

为进一步改善奥氏体不锈钢焊条的耐蚀、耐热和其他性能，以20-10型焊缝为基础，分别在下述几个方面调整焊缝成分，并发展成为新型的焊缝成分系统和新型焊条。

1）降低碳含量　碳含量对钢的腐蚀性能具有重要影响，当焊缝中碳含量（质量分数）低于0.03%时，即使在常温下碳原子仍可全部固溶于奥氏体之中，因而碳原子处在最稳定的状态，抗腐蚀性能得到改善，故发展成超低碳系列的不锈钢焊条。

2）加入能形成碳化物的元素　主要是Ti和Nb等元素，加入这些元素后可在高温下形成比较稳定的Ti或Nb的碳化物，从而避免了在奥氏体晶界上析出铬的碳化物，这对防止晶间腐蚀是有重要作用的。

3）加入钼、铜等元素　加入钼可提高焊缝金属抵抗硫酸等非氧化酸的腐蚀能力，增强抗点蚀性能，并且可提高焊缝的高温强度。加钼的同时再加铜，可进一步提高对硫酸、磷酸等的抗腐蚀性能。

4）进一步提高Cr和Ni的含量　增加Cr的含量可提高焊缝的抗腐蚀性能和耐热性能；增加Ni的含量，可增加耐蚀性和强度，特别是高温强度。故高铬镍型奥氏体焊条适于焊接耐热钢等结构。

5）为了解决不锈钢的应力腐蚀断裂和点腐蚀等问题，近几十年来发展并推广应用了双相不锈钢，这种钢以铁素体为基体，铁素体和奥氏体的含量约各占一半。焊接这类钢时，一般选用较母材成分中镍含量（质量分数）高出1%～4%的焊接材料，其他成分与母材含量相接近。

4.1 不锈钢焊条的成分和用途

不锈钢焊条的主要成分、特征和用途汇总于表12.2-19。

4.2 不锈钢焊条的选择和使用

4.2.1 焊条的选择要点

1）参照母材的材质型号来选择与母材成分相同或相近的焊条。特别要注意碳含量，应选用碳含量不高于母材的不锈钢焊条。

2）对于在各种腐蚀介质中工作的耐蚀不锈钢，应按其介质和工作温度来选择焊条。当工作温度在300℃以上且介质的腐蚀性较强时，须选用含有Nb或Ti稳定化元素或超低碳型的不锈钢焊条。当工作介质为稀硫酸或盐酸时，常选用含Mo或含Mo和Cu的不锈钢焊条。对于在常温下工作且介质



表 12.2-19 不锈钢焊条的简明特性

牌号	型号	焊缝金属主要成分（质量分数）/%	主要特征和用途
A001G15	E308L-26	C≤0.04 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0	高效率不锈钢焊条，适于平焊和横角焊，工艺性能优良
A002	E308L-16	C≤0.04 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0	焊接超低碳Cr19Ni11不锈钢结构，用于合成纤维、化肥、石油等设备
A002A	E308L-17	C≤0.04 Cr 18~21 Ni 9~11	耐发红不锈钢焊条，工艺性能优秀，再烘干温度为250~350℃
A012Si	—	C≤0.04 Si 3.5~4.3 Cr 18.0~22.0 Ni 12.0~15.0 Mo 0.2~0.5	焊接抗浓硝酸超低碳不锈钢结构，例如00Cr17Ni15Si4Nb
A002Nb	E347L-16	C≤0.04 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0 Nb 8×C~1.0	焊接超低碳含钛稳定化的不锈钢，例如00Cr19Ni11Ti
A022Si	E316L-16	C≤0.04 Cr 18.5~20.5 Ni 10.5~12.0 Mo 2.5~3.0 Si 0.7~1.1	焊接超低碳不锈钢00Cr19Ni11Mo2Si，抗应力腐蚀和点腐蚀性良好
A032	E317MoCuL-16	C≤0.04 Cr 18.0~21.0 Ni 12.0~14.0 Mo 2.0~2.5 Cu ~2	焊接合成纤维等设备，用于在稀、中浓度硫酸介质中工作的同类型超低碳不锈钢结构
A042	E309MoL-16	C≤0.04 Cr 22.0~25.0 Ni 12.0~14.0 Mo 2.0~3.0	堆焊尿素合成塔衬里及焊接同类型超低碳不锈钢结构
A042Si	—	C≤0.04 Cr ~22.5 Ni ~13.5 Mo ~2.7 Si 0.7~1.1	焊接同类型超低碳不锈钢结构及堆焊尿素合成塔衬里
A052	—	C≤0.04 Cr 17.0~22.0 Ni 22.0~27.0 Mo 4.0~5.5	焊接耐硫酸、醋酸、磷酸的反应器、分离器等
A062	E309L-16	C≤0.04 Cr 22.0~25.0 Ni 12.0~14.0	焊接合成纤维、石油化工设备用同类型的不锈钢和异种钢结构
A072	—	C≤0.04 Cr 27.0~29.0 Ni 14.0~16.0	用于00Cr25Ni20Nb钢的焊接，例如核燃料设备等
A082	—	C≤0.035 Si 3.5~4.5 Cr 17~21 Ni 13~15	用于00Cr17Ni15Si4Nb和0Cr14Ni14Si4等耐浓硝酸腐蚀钢的焊接
A101 A102 A102A A107	E308-16 E308-16 E308-17 E308-15	C≤0.08 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0	焊接工作温度低于300℃耐腐蚀的0Cr19Ni9和0Cr19Ni11Ti不锈钢结构
A102T	E308-16	C≤0.08 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0	焊接工作温度低于300℃耐腐蚀的0Cr19Ni9和0Cr19Ni11Ti不锈钢结构及堆焊不锈钢表面层，焊芯为低碳钢
A112 A117	—	C≤0.12 Cr 17~22 Ni 7~11	焊接要求不高的Cr19Ni9型不锈钢结构
A122	—	C≤0.08 Cr 20.0~24.0 Ni 7.0~10.0 Si≤1.5	焊接工作温度低于300℃要求抗裂及耐腐蚀性较高的Cr19Ni9型不锈钢结构
A132A A132 A137	E347-17 E347-16 E347-15	C≤0.08 Cr 18.0~21.0 Ni 9.0~11.0 Nb 8×C~1.0	焊接重要的含钛稳定化的0Cr19Ni11Ti不锈钢结构
NC-329M（日）	—	C 0.03 Cr 25.47 Ni 9.44 Mo 3.25 N 0.16	抗应力腐蚀和点腐蚀，用于焊接双相不锈钢
A172	E307-16	C≤0.14 Mn 3.3~4.75 Cr 18.0~21.5 Ni 9~10.7 Mo 0.5~1.5	焊接ASTM307钢及异种钢，也可堆焊过渡层，例如高锰钢、淬硬钢的过渡层
A201 A202 A202A A207	E316-16 E316-16 E316-17 E316-15	C≤0.08 Cr 17.0~20.0 Ni 11.0~14.0 Mo 2.0~2.5	焊接在有机和无机酸（非氧化性酸）介质中的0Cr17Ni12Mo2等不锈钢设备
A202NE	E316-16	C≤0.06 Cr 17.0~20.0 Ni 11.0~14.0 Mo 2.0~3.0	焊接在有机和无机酸介质中工作的0Cr17Ni12Mo2不锈钢结构，用于核安全二级不锈钢管道和容器
A212	E318-16	C≤0.08 Cr 17.0~20.0 Ni 11.0~14.0 Mo 2.0~3.0 Nb 6×C%~1.0	焊接在有机和无机酸介质中工作的0Cr17Ni12Mo2不锈钢设备，例如尿素、合成纤维等设备
A222	E317MoCu-16	C≤0.08 Cr 18.0~21.0 Ni 12.0~14.0 Mo 2.0~2.5 Cu ≤2.0	焊接相同类型含铜不锈钢结构，例如Cr19Ni13Mo2Cu
A232 A237	E318V-16	C≤0.08 Cr 17.0~20.0 Ni 12.0~14.0 Mo 2.0~2.5 V 0.30~0.70	焊接一般耐热耐蚀的Cr19Ni10及0Cr18Ni12Mo2不锈钢结构



续表 12.2-19

牌号	型号	焊缝金属主要成分（质量分数）/%	主要特征和用途
A242	E317-16	C≤0.08 Cr 18.0 ~ 21.0 Ni 12.0 ~ 14.0 Mo 3.0 ~ 4.0	焊接同类型的不锈钢结构，也可焊接复合钢、异种钢
A301 A302 A307	E309-16 E309-16 E309-15	C≤0.15 Cr 22.0 ~ 25.0 Ni 12.0 ~ 14.0	焊接同类型的不锈钢结构，也可焊接异种钢、高铬钢、高锰钢
A312 A317	E309Mo-16 E309Mo-15	C≤0.12 Cr 22.0 ~ 25.0 Ni 12.0 ~ 14.0 Mo 2.0 ~ 3.0	焊接耐硫酸介质腐蚀的同类型不锈钢结构，也用于复合板及异种钢焊接
A312SL	E309Mo-16	C≤0.12 Cr 22.0 ~ 25.0 Ni 12.0 ~ 14.0 Mo 2.0 ~ 3.0	焊接 Q235、20g 和 Cr5Mo 等钢材表面渗铝部件，属不锈钢型渗铝钢焊条
A402 A407	E310-16 E310-15	C 0.08 ~ 0.20 Cr 25.0 ~ 28.0 Ni 20.0 ~ 22.5	焊接高温条件下工作的同类型耐热不锈钢及 Cr5Mo、Cr9Mo、Cr13 等，也可用于异种钢焊接
A412	E310Mo-16	C≤0.12 Cr 25.0 ~ 28.0 Ni 20.0 ~ 22.0 Mo 2.0 ~ 3.0	焊接高温条件下工作的耐热不锈钢，也可用于异种钢焊接
A422 A427	—	C≤0.20 Cr 23.0 ~ 27.0 Ni 16.0 ~ 20.0 Mn 5.0 ~ 10.0	用于焊补炉卷轧机上的 Cr25Ni20Si2 钢卷筒及异种钢焊接
A432	E310H-16	C 0.35 ~ 0.45 Cr 25.0 ~ 28.0 Ni 20.0 ~ 22.5	用于焊接 HK40 耐热钢
A462	—	C 0.15 ~ 0.30 Cr 25.0 ~ 28.0 Ni 30.0 ~ 35.0 Mo 0.4 ~ 0.6	用于焊接高温下工作的炉管，例如 HK-40、HP-40、RC-1、RS-1 等
A502 A507	E16-25MoN-16 E16-25MoN-15	C≤0.12 Cr 14.0 ~ 18.0 Ni 22.0 ~ 27.0 Mo 5.0 ~ 7.0 N≥0.1	焊接调质状态下的低合金和中合金钢，例如 30CrMnSi
A512	E16-8-2-16	C≤0.10 Cr 14.5 ~ 16.5 Ni 7.5 ~ 9.5 Mo 1.0 ~ 2.0	用于较大拘束条件下，要求有较高抗裂能力的高温高压不锈钢管路的焊接
A607	E330MoMnWNb-15	C≤0.20 Cr 15.0 ~ 17.0 Ni 33.0 ~ 37.0 Mo 2.0 ~ 3.0 Mn≤3.5 Nb 1.0 ~ 2.0 W 2.0 ~ 3.0	用于在 850 ~ 900℃下工作的同类型耐热不锈钢焊接及制氢转化炉中集合管和膨胀管的焊接，钢种为 Cr20Ni32、Cr18Ni37 等
A707	—	C≤0.15 Cr 16.0 ~ 18.0 Mn 11.0 ~ 14.0 N 0.17 ~ 0.3 Mo 1.0 ~ 2.0	焊接铬锰氮（A4）不锈钢及含铝耐蚀钢等，例如尿素设备用 Cr17Mn13MoN 钢
A717	—	C 0.15 ~ 0.25 Cr 14.0 ~ 16.0 Ni 1.5 ~ 3.0 Mn 14.0 ~ 16.0 N 0.1 ~ 0.3	焊接 2Cr15Mn15Ni2N 低磁不锈钢构件，焊缝导磁率稳定
A802	—	C≤0.10 Cr 18.0 ~ 21.0 Ni 17.0 ~ 19.0 Mo 3.0 ~ 5.0 Cu 1.5 ~ 2.5	焊接硫酸浓度 50% 和一定工作温度及压力的制造合成橡胶的管道，钢种为 Cr18Ni18Mo2Cu2Ti 等
A902	E320-16	C≤0.07 Cr 19.0 ~ 21.0 Ni 32.0 ~ 36.0 Mo 2.0 ~ 3.0 Cu 3.0 ~ 4.0 Nb 8 × C% ~ 1.0	焊接硫酸、硝酸、磷酸和氧化性酸腐蚀介质中工作的化工、石油和制氢设备等
G202 G207	E410-16 E410-15	C≤0.12 Cr 11 ~ 13.5 Ni ≤0.7	焊接 0Cr13、1Cr13 不锈钢，也用于耐蚀、耐磨的表面堆焊
G217	E410-15	C≤0.12 Cr 11 ~ 13.5 Ni 0.6 ~ 1.2	焊接 0Cr13、1Cr13、2Cr13 不锈钢，也用于耐蚀耐磨的表面堆焊
G302 G307	E430-16 E430-15	C≤0.10 Cr 15 ~ 18 Ni ≤0.6	焊接耐蚀（硝酸）耐热的 Cr17 不锈钢结构

的腐蚀性不强的产品，方可采用不含 Nb 或 Ti 的不锈钢焊条。

3）对于在高温工作的耐热不锈钢，所选用的焊条主要应满足接头的高温性能要求，并提高焊缝金属的抗热裂纹性能。当焊接铬含量（质量分数）/镍含量（质量分数）≥1 的奥氏体耐热钢时，一般选用含有 2% ~ 5% 铁素体的不锈钢焊条。当焊接铬含量（质量分数）/镍含量（质量分数）＜1 的稳定型奥氏体耐热钢时，应保证焊缝成分和母材大致相近，同时增加焊缝中的 Mo、W、Mn 等元素的含量，使得焊缝金属既有高的热强性，又提高其抗裂性能。

4）对于铬不锈钢，为达到钢种本身所具有的耐蚀（氧化性酸、有机酸、气蚀）、耐热和耐磨性能，应选择与母材成分相近的铬不锈钢焊条，同时采用相应的预热和后热处理措施。有时为了改善焊接接头的塑性和简化焊接施工措施，也可采用铬镍不锈钢焊条（例如 A107、A207 等），焊后不进行热处理。

5）关于焊条药皮类型的选择，不锈钢焊条与结构钢焊

条有所不同，冷裂纹已不是大问题，所以，碱性药皮（-15型）很少采用，只有焊接马氏体不锈钢或刚性很大的结构时，才采用碱性不锈钢焊条。从焊接工艺性能考虑，钛酸性药皮（-17型）最受欢迎，近年来在国内外大量采用。钛钙型药皮（-16型）也具有良好的工艺性能，且适于全位置焊接，仍是常用的药皮类型之一。

4.2.2 焊条的使用注意事项

1）焊条的再烘干　吸潮的焊条应进行再烘干，特别是钛酸性焊条，气孔敏感性大，更应严格烘干。钛钙型焊条可在150℃烘干1 h，钛酸性焊条应在250～350℃烘干1 h。

2）焊接电流　为防止焊条药皮发红开裂，降低因加热而产生的晶间腐蚀倾向，焊接不锈钢时电流不宜过大，通常比碳钢焊条降低约20%。

3）焊接操作要点　应尽可能采用短弧施焊，不宜进行横向摆动，引弧时应采用引弧板，熄弧时注意把弧坑填满，以免产生弧坑裂纹。

4）预热　为避免产生冷裂纹，焊接马氏体不锈钢时应预热到200～400℃。铁素体不锈钢的预热温度不宜太高，以100～200℃为宜。焊接奥氏体不锈钢时不必进行预热，道间温度也应尽量低些，一般在250℃以下。

5）焊后热处理　对于马氏体不锈钢，焊后热处理可以恢复焊缝及热影响区的塑性和韧性；对于铁素体不锈钢，也可恢复其塑性，但韧性变化不大。应严格按规范进行焊后热处理。

4.3 不锈钢焊条与钢种的配套

各种不锈钢所采用的焊条牌号列于表12.2-20。

表12.2-20 不锈钢用焊条牌号一览表

类别	钢号	焊条牌号
奥氏体不锈钢	00Cr19Ni10 0Cr18Ni9Ti	A002 A002Mo
	00Cr17Ni15Si4Nb	A012Si
	00Cr18Ni12Mo2 00Cr17Ni14Mo2 00Cr17Ni14Mo3	A022 A212
	00Cr19Ni13Mo2Cu	A032
	00Cr23Ni13Mo2	A042
	0Cr19Ni9 1Cr19Ni9	A102A、A102、A107
	0Cr19Ni11Ti 1Cr19Ni9Ti	A132、A137、A132A
	0Cr18Ni12Mo2 1Cr18Ni12Mo2	A201、A202、A207、A212
	0Cr19Ni13Mo3 1Cr19Ni13Mo3	A242
	1Cr25Ni13、0Cr23Ni13	A302、A307、A302A

续表 12.2-20

类别	钢号	焊条牌号
奥氏体不锈钢	1Cr25Ni18、0Cr25Ni20	A402、A407
	3Cr18Mn11Si2N 2Cr20Mn9Ni2Si2N	A707、A717
	4Cr25Ni20（HK-40）	A432
	Cr16Ni25Mo6 Cr15Ni25WTi2B	A502、A507
	Cr20Ni32 Cr18Ni37	A607
	0Cr17Mn13Mo2N（A4）	A707
	0Cr18Ni18Mo2Cu2Ti	A802
马氏体不锈钢	1Cr13 2Cr13	G202　A302 G207　A307 G217　A407
	1Cr17Ni2	G302　A107 G307　A307
铁素体不锈钢	0Cr13	G202　A107 G207　A307 G217　A407
	0Cr17 0Cr17Ti 1Cr17Ti	G302　A107 G307　A307

5 堆焊焊条

堆焊是在工件的任意部位焊敷一层特殊合金，以提高工件表面的耐磨、耐热和耐腐蚀性能。被堆焊的工件千变万化，所需要的焊条种类繁多。按堆焊金属的成分划分，可分为合金钢、铸铁合金、碳化钨合金和钴基合金几大类。对于合金钢堆焊金属，又可按组织的不同分为珠光体、马氏体和奥氏体几种堆焊金属。不同的成分和组织将表现出不同的硬度、不同的耐磨性和耐腐蚀性能。通常随着碳含量和合金元素含量的提高，堆焊金属的硬度提高，耐磨性增加，但抗冲击能力降低。当有奥氏体组织存在时，其硬度明显下降，耐磨性变差，但抗冲击能力显著提高。当有马氏体组织产生时，包括奥氏体加工硬化转变成的马氏体，都会使其硬度提高，耐磨性能改善，但抗冲击能力下降。珠光体组织的堆焊层易于机械加工，抗裂性能良好；高速钢堆焊金属，在高温下硬度高，耐磨性好；铸铁合金的耐磨料磨损性能优良，耐腐蚀和耐高温性能也可以；碳化钨合金硬度很高，抗磨料磨损性极好；钴基合金的综合性能最好，包括高温硬度、耐气蚀性、耐腐蚀性、抗热疲劳和抗氧化性能等，但其价格昂贵，使用受到限制。

5.1 堆焊焊条的成分和性能

堆焊焊条的主要化学成分和堆焊层硬度列于表12.2-21。

表12.2-21 堆焊金属的主要成分和硬度

焊条牌号	主要化学成分（质量分数）/%					硬度
	C	Mn	Cr	Mo	其他	HRC（HB）
D102	≤0.20	≤3.5				≥22
D106、D107						
D112	≤0.25		≤2.00	≤1.50	其他元素总量≤2.00	



续表 12.2-21

焊条牌号	主要化学成分（质量分数）/%					硬度
	C	Mn	Cr	Mo	其他	HRC（HB）
D126、D127	≤0.20	≤4.20				≥28
D132	≤0.50		≤3.00	≤1.50		≥30
D146	≤0.20	≤4.50			其他元素总量≤2.00	
D156	~0.10	~0.70	~3.2		Si≤0.50	~31
D167	≤0.45	≤6.50			Si≤1.00	≥50
D172	≤0.50		≤2.50	≤2.50		≥40
D177SL						
D207	0.50~1.00	≤2.50	≤3.50		Si≤1.00，其他元素总量≤1.00	≥50
D212	0.30~0.60		≤5.00	≤4.0		
D217A	≤0.5		≤2.5	≤2.5		≥40
D227	0.45~0.65		4.0~5.0	2.0~3.0	V 4.0~5.0	≥55
D237	0.3~0.6		8.0~10.0	≤3.0	V 0.5~1.0	≥50
D256	≤1.1	11.0~16.0			Si≤1.3，其他元素总量≤5.0	≥（170）
D266		11.0~18.0		≤2.5	Si 0.3~1.3，其他元素总量≤1.0	
D276、D277	≤0.8	11.0~16.0	13.0~17.0		其他元素总量≤4.0	≥（200）
D307	0.70~1.0		3.8~4.5		W 17.0~19.5，V 1.0~1.5	≥55
D317	0.70~1.0		3.0~4.0	3.0~5.0	W 4.5~6.0，V 1.5~3.0	≥50
D322	≤0.5		≤0.5	≤2.5	W 7.0~10.0，V≤1.0	≥55
D327						
D327A	0.30~0.50		5.00~6.50	2.00~3.00	W 2.0~3.50，V 1.00~3.00	≥50
D337	0.25~0.55		2.0~3.5		W 7.0~10.0，其他元素总量≤1.0	≥48
D397	≤0.6	≤2.5	≤2.0	≤1.0	Si≤1.0	≥40
D417	0.5~0.9	≤0.6	3.0~5.0	5.0~9.5	W 1.0~2.5，V0.8~1.3	≥55
D502	≤0.15		10.0~16.0		其他元素总量≤2.5	≥40
D507						
D507Mo	≤0.20			≤2.50	W≤2.0 Ni≤6.0，其他元素总量≤2.5	≥37
D507MoNb	≤0.15				Nb≤0.50，其他元素总量≤2.5	
D512	≤0.25				其他元素总量≤5.00	≥45
D516F		8.0~10.0	12.0~14.0		Si≤1.0	35~45
D516M D516MA		6.0~8.0	12.0~14.0		Si≤1.0	38~48
D517			10.0~16.0		其他元素总量≤5.00	≥45
D547	≤0.18	0.6~2.0	15.0~18.0		Ni 7.0~9.0，Si 4.8~6.4	（270~320）
D547Mo	≤0.18		14~21	3.5~7.0	Si 3.8~6.5，Ni 6.5~12.0，Nb 0.5~1.2	≥37
D557	≤0.20	2.0~3.0	18.0~20.0		Ni 7.0~10.0，Si 5.0~7.0	
D567	0.50~0.80	24.0~27.0	9.5~12.5		Si≤1.30	≥（210）
D577	≤1.1	12.0~18.0	12.0~18.0	≤4.0	Si≤2.0，Ni≤0.60	≥28
D582	≤0.10	≤2.5	≥18.0		Ni≥8.0，Si≤1.0	（~170）
D608	2.5~4.5		3.0~5.0	3.0~5.0		≥55
D618	≤3.0		15.0~20.0	1.0~2.0	W 10.0~20.0，V≤1.0	≥58
D628	3.0~5.0		20.0~35.0	4.0~6.0	V≤1.0	≥60



续表 12.2-21

焊条牌号	主要化学成分（质量分数）/%					硬度
	C	Mn	Cr	Mo	其他	HRC（HB）
D632A	2.5～5.0		25.0～40.0			≥56
D638	3.0～6.0					≥60
D642	1.50～3.50	≤1.00	22.0～32.0		其他元素总量≤7.0	≥45
D646						
D656	3.0～4.0	≤1.5	26.0～34.0	2.0～3.0		≥60
D667	2.50～5.00	0.50～1.50	25.0～32.0		Ni 3.0～5.0，Si 1.00～4.80	≥48
D678	1.50～2.20				W 8.0～10.0，其他元素总量≤1.0	≥50
D687	3.0～4.0	1.50～3.50	22.0～32.0		B 0.50～2.50，Si≤3.0，其他元素总量≤6.0	≥58
D698	≤3.0		4.0～6.0		W 8.50～14.0	≥60
D707	1.50～3.00	≤2.0			W 40.0～50.0，Si≤4.0	≥60
D717	1.50～4.00	≤3.0	≤3.0	≤7.0	W 50.0～70.0，Ni≤3.0，Si≤4.0	
D802	0.70～1.40	≤2.00	25.0～32.0		W 3.0～6.0，Fe≤5.0，余为 Co	≥40
D812	1.00～1.70				W 7.0～10.0，Fe≤5.0，Si≤2.0，余为 Co	≥44
D822	1.75～3.00		25.0～33.0		W 11.0～19.0，Fe≤5.0，Si≤2.0，余为 Co	≥53
D842	0.20～0.50		23.0～32.0		W≤9.50，Fe≤5.0，Si≤2.0，余为 Co	28～32
D007	≤0.25	2.0～3.0		2.0～3.0	V 5.0～8.0，B≤0.15，Si≤1.0	≥（180）
D017	0.28～0.35	0.6～1.50	5.50～7.50		Si 1.0～2.0	≥53
D027	≈0.45		≈5.5	≈0.5	V≈0.5，Si≈2.8	≥55
D036	0.5～0.7	0.6～0.9	5～6	1.5～2	V≈0.5，Si0.6～0.8	≥55

5.2 堆焊焊条的选择和使用

5.2.1 堆焊焊条的选择

堆焊焊条不像其他焊条那样要求与被堆焊的钢种成分或性能相符合，而是根据被堆焊件的工作条件、加工要求和堆焊金属类型来选择。

选择堆焊合金时，一般按下列步骤进行：

1）分析工作条件，确定可能的破坏类型及对堆焊金属的要求。

2）按一般规律列出几种可供选择的焊条。

3）分析待选焊条和母材的相容性，包括热应力和裂纹等。

4）进行堆焊工件的现场试验。

5）综合考虑使用寿命和成本，最后选定堆焊焊条。

堆焊焊条选用举例列于表 12.2-22。

5.2.2 焊条使用注意事项

耐磨堆焊的关键是得到足够的硬度和使裂纹减至最少。为此，应采取如下施工措施。

1）母材的清理　清除母材上的锈、油和返修部位存在的原始裂纹等。

2）预热和道间温度　为了使裂纹减至最少，应严格控

表 12.2-22　堆焊焊条选用举例

工作条件		典型产品	堆焊金属类型	可选用的堆焊焊条
金属间磨损	常温	轴类及车轮磨损面	低合金珠光体钢	D102、D107、D112、D126、D127、D132
		齿轮	合金马氏体钢	D156、D172、D237
		冲模、剪刀	合金马氏体钢	D322、D327
	中温	阀门密封面	高铬不锈钢、铬锰钢	D502、D507、D512、D516M、D517、D507Mo、D507MoNb、D577、D582
	高温	热锻模	热作模具钢	D397
		热拔伸模、热剪刀等		D337
		阀门密封面	铬镍不锈钢	D547、D547Mo、D557
			钴基合金	D802、D812
		刀具	高速钢	D307
金属间磨损＋磨料磨损		压路机链轮	低合金珠光体钢	D102、D107、D112、D126、D127、D132
		排污阀	合金马氏体钢	D207、D212、D217

续表 12.2-22

工作条件			典型产品	堆焊金属类型	可选用的堆焊焊条
磨料磨损	常温	高应力	推土机刃板、矿山料车、铲斗齿	合金马氏体钢	D207、D212、D217、D227、D237
				合金铸铁	D608、D618、D628、D642、D646、D667、D678、D687、D698
		低应力	泥浆泵、混凝土搅拌机叶片、螺旋输送机、水轮机叶片	合金马氏体钢	D207、D212、D217、D227、D237
				合金铸铁	D608、D618、D628、D632、D638、D642、D646、D667、D678、D687、D698
				碳化钨	D707、D717
			石油牙轮钻头、钻杆接头	碳化钨	D707、D717
	高温			合金铸铁	D642、D646、D667、D656

制预热和道间温度。表 12.2-23 列出了钢种、碳当量和预热及道间温度的关系。

3）后热　焊完后立即将工件加热到 300～350℃，保温 10～30 min，对防止冷裂纹很有效果。

4）减少熔合比　采用多层焊等控制熔深，可降低母材熔入量。

5）堆焊隔离层　在高淬硬性低合金钢上进行耐磨堆焊或在碳钢上堆焊高硬度焊缝金属时，为防止裂纹等应采用堆焊隔离层方法。

表 12.2-23　预热和道间温度与母材碳当量及钢种之间的经验性关系

钢　　种	碳当量①	预热和道间温度/℃
碳钢和低合金钢	<0.3	≤100
	0.3～0.4	≥100
	0.4～0.5	≥150
	0.5～0.6	≥200
	0.6～0.7	≥250
	0.7～0.8	≥300
	>0.8	≥350
高锰钢（锰含量（质量分数）为 13%）		不预热，道间水冷
奥氏体不锈钢		不预热，道间温度≤150
高合金钢（例如，高 Cr 钢）		≥400

① 碳当量 = C + Mn/6 + Si/24 + Cr/15 + Mo/4 + Ni/15。

6　铸铁焊条和镍基合金焊条

6.1　铸铁焊条

铸铁焊条主要用于焊接灰口铸铁和球墨铸铁等。这里所称的焊接指的是焊补或修复铸造缺陷、损伤或断裂部分。焊接方法有冷焊法和热焊法之分。焊接中碰到的主要问题是裂纹和白口等。根据熔敷金属化学成分的不同，主要有如下几大类型，即镍基（含纯镍、镍铁和镍铜）、铁基（又分为铸铁和钢）和铜基。铸铁焊条大部分采用石墨型药皮，也有几种焊条为低氢型药皮。

6.1.1　常用铸铁焊条的成分和用途

常用铸铁焊条的成分、特性和用途汇总于表 12.2-24。

6.1.2　焊条的选择和使用

（1）焊条的选择要点

1）灰口铸铁用焊条　可选用的同质焊条即铸铁型焊条有 Z208 和 Z248；异质焊条中 Z308 用于焊补后加工性要求高的工件，Z408 用于高强度灰口铸铁，Z508 焊条的强度较低，抗裂性差些，只用于对强度要求不高的加工面的焊接。其他钢基和铜基焊条，一般很少用。

2）球墨铸铁用焊条　可选用的同质焊条有 Z238 和 Z258；异质焊条有 Z408（用于加工面的焊接）和 Z116、Z117（用于非加工面的焊接）。

3）可锻铸铁用焊条　非加工面的焊接可采用 Z116 和 Z117 焊条；加工面的焊接宜采用 Z408 焊条。

4）蠕墨铸铁用焊条　电弧冷焊时宜采用 Z408 焊条，还开发了相应的同质焊条。

表 12.2-24　常用铸铁焊条一览表

焊条牌号	主要成分（质量分数）/%	冷焊时焊接区的性能				特 性 和 用 途
		与母材的色别	机械加工	气孔发生倾向	抗裂性	
Z308	C≤2.0 Ni≥90	有差别（呈白色）	非常容易	小	好	母材即使不预热，焊接部位性能亦优良，极易加工。但当焊接部位较大或形状复杂时，母材预热到 70～150℃为宜。用于铸铁薄件及加工面的补焊
Z408	C≤2.0 Ni45～60	有差别（呈白色）	容易	小	好	特性与 Z308 同，但因强度高，特别适于球墨铸铁及重要的灰口铸件的补焊。对于焊接部位大或形状复杂的工件需预热到 70～200℃
Z508	C≤1.0 Ni60～70 Cu24～35	有差别（呈白色）	容易	小	一般	焊接部分可进行机械加工，但因强度低，抗裂性差，不宜用于受力部位的焊接。为防止裂纹，需预热到 150～300℃，价格较 Z308 便宜，用于一般灰口铸铁件的补焊
Z208 Z248	C2～4 Si2.5～6.5	无差别	困难	一般	较差	焊接部位颜色与母材相同，为防止焊接区硬化及产生裂纹，需预热到 200～600℃。价格低廉，可用于一般灰口铸铁件的补焊
Z116 Z117	C≤0.25 V8～13	与母材颜色接近	一般	一般	较好	可用于冷焊，加工性比镍基焊条稍差，焊缝强度高，对焊接部位较大或形状复杂的工件需预热到 150～450℃。可用于灰口铸铁、高强度铸铁及球墨铸铁件的补焊



各类铸铁用焊条的适用范围汇总于表 12.2-25，供选择焊条时参考。

表 12.2-25 各类铸铁用焊条的适用范围

母材	适用范围	焊条种类				
		Z308	Z408	Z508	Z208 Z248	Z116 Z117
灰口铸铁	缩孔补焊	A	A	A	A	A
	连接	A	A	C	E	B
	裂纹补焊	A	A	B	E	B
球墨铸铁	缩孔补焊	A	A	C	D	B
	连接	B	A	E	E	C
	裂纹补焊	C	A	E	E	C
可锻铸铁	缩孔补焊	A	A	B	D	C
	连接	B	A	E	E	D
	裂纹补焊	B	A	E	E	D

注：A—优；B—良好；C——般；D—稍差；E—不好。

（2）焊条的使用注意事项

1）关于母材的准备，当铸铁已经渗进了油时，焊前应将母材加热到 400℃，将油烧掉。其他污物也应在焊前清除掉。修补缺陷时，焊前应采用机械加工或用砂轮将缺陷全部清除。如果裂纹缺陷在清除过程中有扩展的危险时，应予先在裂纹的两端钻上止裂孔。

2）对于热焊工件，先预热至 500～600℃，应连续施焊，保持焊接过程中近于这一温度，焊后趁红热状态覆盖保温材料，使之缓冷，以利于石墨析出。

3）对于冷焊工件，为避免母材熔化过多，减小白口层，尽量采用小电流、短弧、窄焊道，每段焊道长度一般不超过 50 mm。每一道焊完之后立即进行锤击，至焊波消除为止。道间温度应不超过 60℃。

4）为防止裂纹，焊接长焊道时推荐采用后退焊法、对称焊法和间隔焊法。对于深坡口工件，推荐预堆边焊，使坡口表面第一层为过渡层。

5）收弧时注意填满弧坑，以免产生弧坑裂纹。

6.2 镍基合金焊条

镍基合金主要有镍、镍铜、镍钼、镍铬（镍铬铁）、镍铬钼、镍铁铬等几个系统。镍铜合金又称蒙乃尔合金；镍铬和镍铬铁合金又称因康镍合金；镍钼和镍铬钼合金又称哈斯特洛依合金，镍铁铬合金则称因康洛依合金。焊条的合金系统与母材相一致，并以型号标示，分别为 ENi，ENiCu，ENiCrFe，ENiMo，ENiCrMo 等。

6.2.1 焊条的特性和用途

常用镍基合金焊条的简明特性列于表 12.2-26。

表 12.2-26 镍基合金焊条简明特性

焊条牌号	特性及用途
Ni112	用于镍基合金和双金属的焊接，也可用做过渡层堆焊材料
Ni202	用于焊接蒙乃尔合金及蒙乃尔与低碳钢的焊接
Ni307 Ni307A Ni307B	用于有耐热、耐蚀要求的镍基合金焊接，也可用于一些难焊合金、异种钢的焊接及堆焊
Ni337	用于核反应堆压力容器密封面堆焊及塔内构件焊接，也可用于复合钢、异钟钢以及同类型的镍基合金的焊接
Ni347	用于核电站稳压器、蒸发器管板接头的焊接，也可用于复合钢、异种钢以及同类型的镍基合金的焊接

6.2.2 焊条的选择和使用

（1）焊条的选择原则

1）焊条熔敷金属的主要化学成分应与母材的主要成分相接近，以保证各项性能与母材相当。但考虑到焊接的特殊性，焊条中还含有一些其他元素，或相同合金元素但含量范围不相同。

2）若采用相同成分的焊条达不到设计要求或者没有合适的类似合金成分的焊条时，推荐选用高一档次的焊条，以保证焊缝的使用性能不低于母材。

镍基合金焊条的选用见表 12.2-27。

表 12.2-27 镍基合金焊条选用一览表

镍基合金	焊条型号	焊条牌号
镍 200 镍 201	ENi-1 ENi-2	Ni102 Ni112
蒙镍尔 400 蒙镍尔 R405 蒙镍尔 502	ENiCu-7 ENiCu-1	Ni202
因康镍 600	ENiCrFe-1 ENiCrFe-3	Ni132 Ni182
因康镍 601	ENiCrFe-3 ENiCrMo-3	Ni182 Ni625
因康镍 625	ENiCrMo-3	Ni625
因康镍 690		Ni690
因康镍 718	ENiCrMo-3	Ni625
因康洛依 800 因康洛依 800A 因康洛依 801 因康洛依 802 因康洛依 825	ENiCrFe-2 ENiCrMo-3	Ni152 Ni625
哈斯特洛依 B	ENiMo-1 ENiMo-7	Ni154
哈斯特洛依 C	ENiCrMo-5	Ni818
哈斯特洛依 C-4	ENiCrMo-4 ENiCrMo-7	Ni818 Ni817
哈斯特洛依 C-276	ENiCrMo-4	Ni818

（2）焊条的使用注意事项

1）母材的准备：焊前应认真清除母材表面的油污、油漆、灰尘等脏物。

2）为防止气孔，尽量控制电弧长度短些。

3）采用较小的电流，焊接时不作横向摆动。焊前不预热，保持较低的道间温度（<150℃），以避免母材过热。

4）收弧时注意填满弧坑，以免产生弧坑裂纹。

编写：尹士科（钢铁研究总院）
王移山（钢铁研究总院）



第3章　焊丝和焊带

1　焊丝的分类和牌号、型号编制

1.1　焊丝的分类

焊丝的分类方法很多，按制造方法的不同可分为实芯焊丝和药芯焊丝两大类。按其适用的焊接工艺方法可分为埋弧焊焊丝、气保焊焊丝、电渣焊焊丝、堆焊焊丝和气电立焊焊丝等。按被焊接材质的不同又可分为碳钢焊丝、低合金钢焊丝、不锈钢焊丝、铸铁焊丝和有色金属焊丝等。

1.1.1　实芯焊丝

实芯焊丝是轧制的线材经拉拔加工而成的。产量大且合金元素含量少的碳钢及低合金钢线材，常采用转炉冶炼；产量小而合金元素含量多的线材多采用电炉冶炼，分别经开坯、轧制而成。为了防止焊丝生锈，碳钢和低合金钢焊丝要进行表面处理。目前主要是镀铜处理，包括电镀、浸铜及化学镀铜等方法。实芯焊丝主要用于埋弧焊、气保焊、电渣焊和堆焊等。不同的焊接方法应采用不同直径的焊丝。埋弧焊时电流大，要采用粗焊丝，直径在3.2～6.4 mm；气保焊时，为了得到良好的保护效果，要采用细焊丝，直径多为0.8～1.6 mm。

（1）埋弧焊用焊丝

根据焊丝化学成分的不同，可大致分为低碳钢焊丝、高强度钢焊丝、Cr-Mo耐热钢焊丝、低温钢焊丝、不锈钢焊丝和表面堆焊用焊丝等。

（2）气保焊用焊丝

气保焊焊接方法有惰性气体保护非熔化极焊接，简称TIG焊接；惰性气体保护熔化极焊接，简称MIG焊接，活性气体保护熔化极焊接，简称MAG焊接。惰性气体主要采用Ar，活性气体主要采用CO_2。TIG焊接时采用纯Ar；MIG焊一般采用Ar+2% O_2或Ar+5% CO_2（体积分数）；MAG焊接时采用CO_2、Ar+CO_2或Ar+O_2。采用纯CO_2焊接时，飞溅较多，焊道外观及成形不良，焊接薄板时难以操作。为了改善CO_2焊接的工艺性能，一般采用CO_2+Ar混合气体。TIG和MIG焊接方法主要用于高合金钢和某些特殊合金，例如镍基合金等。但是在碳钢和低合金钢管道的打底焊接时，也往往采用TIG焊接方法，且按照被焊材质的不同，选用相应成分的焊丝。MAG和CO_2焊接方法主要用于低碳钢和各种低合金钢，根据被焊钢种的不同，分别采用低碳钢焊丝，高强度钢焊丝、铬钼耐热钢焊丝和低温钢焊丝等。

（3）电渣焊用焊丝

电渣焊主要用于低碳钢、490 MPa和590 MPa级高强度钢及铬钼耐热钢的焊接。所以，相配套的电渣焊用焊丝也仅有低碳钢焊丝、高强度钢焊丝和铬钼耐热钢焊丝等。

（4）表面堆焊用焊丝

包括耐蚀堆焊用和耐磨堆焊用焊丝，分为低合金钢焊丝、不锈钢焊丝，硬质合金焊丝等。

1.1.2　药芯焊丝的分类

药芯焊丝的制造方法有带钢成形法、钢管拔制法和盘元开槽法。

带钢成形法是将一定宽度的钢带轧制成“U”形槽后，加入粉剂，再经多次轧制成“O”形，然后拉拔到相应直径，最后精绕成盘。钢管拔制法是制造无缝焊丝的方法，其工艺要点是在轧拔生产线的钢带合口处将装入粉剂的有缝钢管，用高能量热源在运动状态下焊合，再将焊合后带粉剂的钢管经多次拉拔、退火、镀铜而制成药芯焊丝。盘元开槽法是沿低碳钢盘元中心线纵向轧出槽沟，经多次轧制变形，获得厚度均匀的“U”形截面。然后加入粉剂并轧制成“O”形，最后拉拔到相应直径。药芯焊丝的分类有下述几种。

1）按是否使用外加保护气体，可将药芯焊丝分为自保护（无外加保护气体）和气保护（有外加保护气体）两种。气保护药芯焊丝的工艺性能和焊缝金属的冲击性能要优于自保护，但自保护药芯焊丝具有一定的抗风性能，更适合于室外或高层结构现场使用。

2）按药芯焊丝的横截面结构分类，可分为有缝焊丝和无缝焊丝两种。有缝药芯焊丝又有多种截面形状，如“O”形、“T”形、“E”形等。小直径的焊丝（0.8～1.6 mm）多采用“O”形，大直径的焊丝（2.0～4.0 mm）宜采用“T”形或“E”形。无缝药芯焊丝均为“O”形，它可进行表面镀铜，抗锈性能优良，也适于长距离送丝，使用范围更大。

3）按芯部填充粉剂的成分可分为药粉型和金属粉型两类。药粉型药芯焊丝中加入的粉剂，有造渣剂、脱氧剂、稳弧剂，合金剂及铁粉等，在焊接过程中这些粉剂形成熔渣，可改善焊接工艺性能和焊缝金属的力学性能，所以也称为熔渣型药芯焊丝。按其造渣剂的种类和熔渣的碱度又有钛型（也称金红石型）、钛钙型（又称金红石碱型）和钙型（碱性）之分。自保护药芯焊丝也属于药粉型。金属粉型药芯焊丝几乎不含造渣剂，主要是金属粉（铁粉等）和少量稳弧剂，它的焊接特性类似于实芯焊丝，但电流密度更大。焊接时生成的熔渣很少，飞溅量小，熔敷速度明显提高。与药粉型焊丝相比较，其熔渣量减少60%以上，多层焊时可不清渣，其抗裂性能和熔敷效率也有提高。另外，焊接烟尘减少，可降低到实芯焊丝的水平，约为药粉型焊丝的一半。在焊缝表面成形上它明显优于实芯焊丝。

药芯焊丝主要用于CO_2焊接、MAG焊接和自保护焊接。可焊接低碳钢、低合金高强度钢、耐大气腐蚀钢、Cr-Mo耐热钢、低温钢、不锈钢和表面堆焊。另外，还有专门用于气电立焊的药芯焊丝，主要用于低碳钢、490 MPa和590 MPa级高强度钢的焊接。

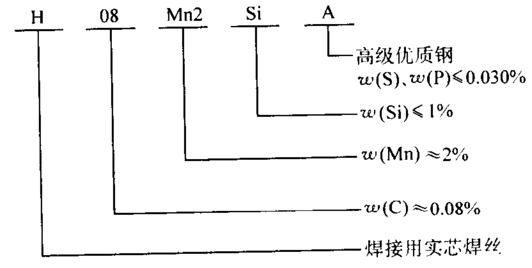
1.2　焊丝的牌号编制

1.2.1　实芯焊丝的牌号编制

（1）碳钢、低合金钢和不锈钢焊丝

牌号第一个字母“H”表示焊接用实芯焊丝。H后面的一位或二位数字表示碳含量，接下来的化学符号及其后面的数字表示该元素大致含量的百分数值。合金元素含量小于1%（质量分数）时，该合金元素化学符号后面的数字省略。在结构钢焊丝牌号尾部标有“A”或“E”时，A表示硫、磷含量低的高级优质钢。E为硫、磷含量要求特别低的焊丝。

牌号举例：

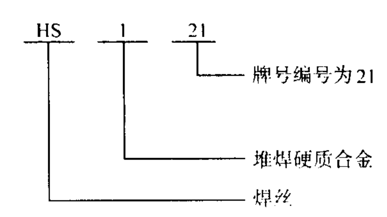




（2）硬质合金堆焊焊丝和铸铁焊丝

牌号前两个字母“HS”表示焊丝，牌号中第一位数字表示焊丝的化学组成类型，数字“1”表示堆焊硬质合金，数字“4”表示铸铁类型。牌号第二、第三位数字表示同一类型焊丝的不同牌号。

牌号举例：

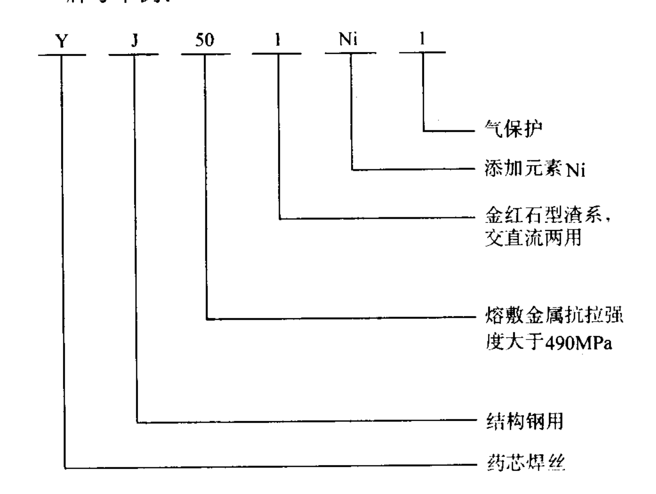


1.2.2 药芯焊丝的牌号编制

牌号第一个字母“Y”表示药芯焊丝，第二个字母表示焊丝类别，“J”为结构钢用，“R”为耐热钢用，“W”为低温钢用，“G”为铬不锈钢用，“A”为铬镍不锈钢用，“D”为堆焊用。其后的三位数字按同类用途的焊条牌号编制方法。短划“-”后的数字，表示焊接时的保护方法，“1”为气保护，“2”为自保护，“3”为气保护和自保护两用。

药芯焊丝有特殊性能和用途时，则在牌号后面加注起主要作用的元素或主要用途的字母（一般不超过两个字母）。

牌号举例：

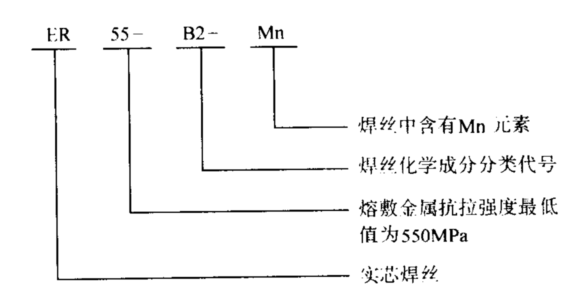


1.3 焊丝的型号编制

1.3.1 实芯焊丝的型号编制

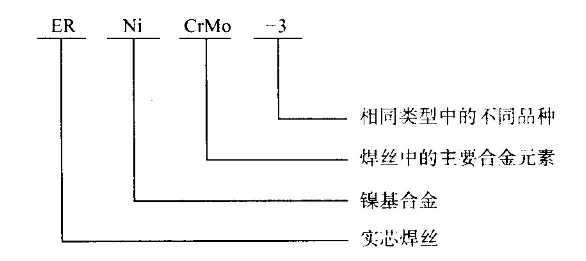
1）气保焊用碳钢和低合金钢焊丝的型号表示为ERXX－X，字母ER表示实芯焊丝，ER后面的两位数字表示熔敷金属的最低抗拉强度，短划“-”后面的字母或数字表示焊丝化学成分分类代号。如果还附加其他化学元素时，直接用元素符号表示，并以短划“-”与前面的数字分开。

型号举例：



2）镍及镍合金焊丝的型号也是“ER”在最前面，其后是一个、二个或三个化学元素符号，表示焊丝成分的合金类型，再后面的数字表示同一类型合金中的不同品种。

型号举例：

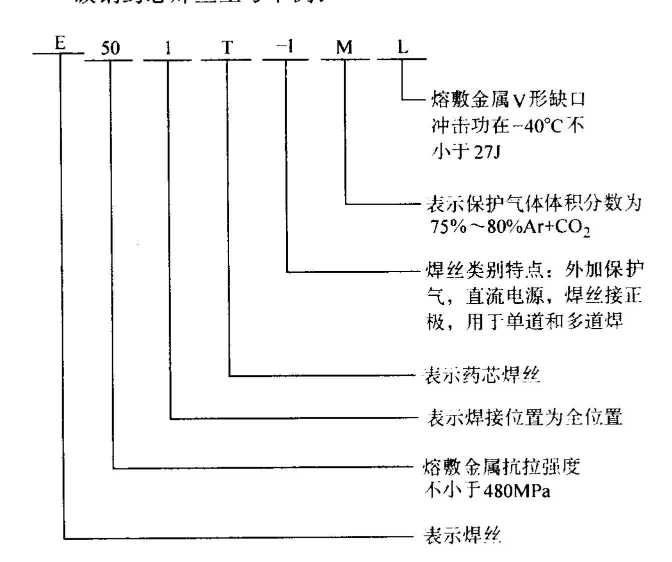


1.3.2 药芯焊丝的型号编制

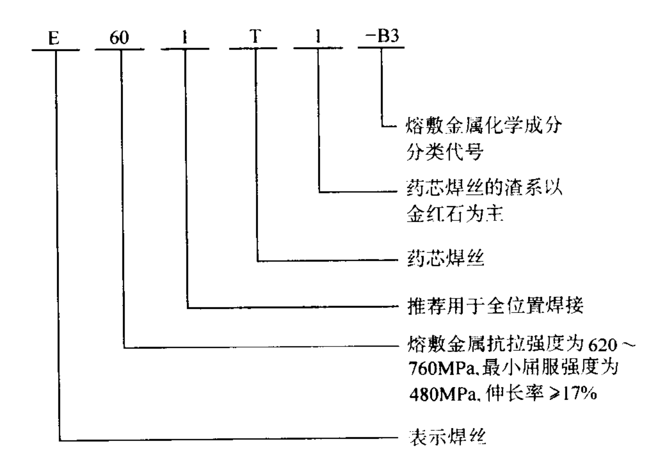
（1）碳钢和低合金钢药芯焊丝

这两种药芯焊丝的型号都是根据其熔敷金属力学性能、焊接位置和焊丝类别特点（保护类型、电流种类及渣系特点等）进行编制的。举例如下。

碳钢药芯焊丝型号举例：



低合金钢药芯焊丝型号举例：

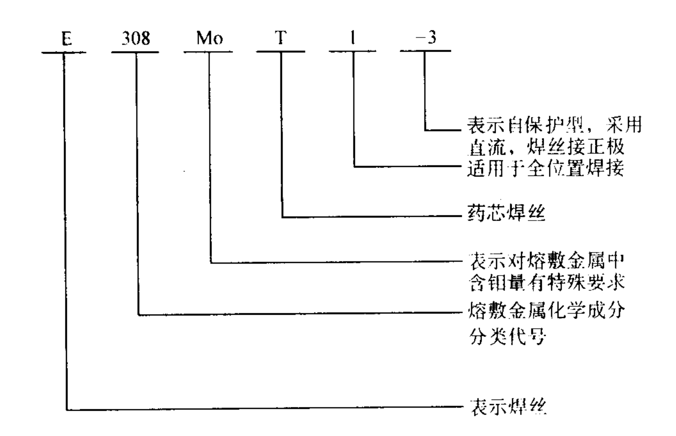


字母“E”表示焊丝，“T”表示药芯焊丝，字母“E”后面的两位数字表示熔敷金属的抗拉强度最小值，第3位数字表示推荐的焊接位置，其中“0”表示平焊和横焊，“1”表示全位置焊。字母“T”后的数字表示焊丝的渣系、保护类型及电流种类；低合金钢焊丝短划“-”后面的字母及数字表示熔敷金属化学成分分类代号。

(2) 不锈钢药芯焊丝

不锈钢药芯焊丝的型号是根据其熔敷金属化学成分、焊接位置、保护气体和焊接电流种类编制的。

不锈钢药芯焊丝型号举例：



字母“E”表示焊丝，若改用“R”，表示填充焊棒。后面的三位或四位数字表示焊丝熔敷金属化学成分分类代号，对于有特殊要求的化学成分，将其元素符号附加在数字后面；此外，字母“L”表示碳含量较低，字母“H”表示碳含量较高。字母“T”表示药芯焊丝，字母“T”后面的一位数字表示焊接位置，“0”表示焊丝适于平焊和横焊，“1”表示焊丝适用于全位置焊。短划“-”后面的数字表示保护气体及焊接电流种类。

2 碳钢和低合金钢焊丝

碳钢和低合金钢焊丝主要用于埋弧焊、气体保护焊、电渣焊和气电立焊等焊接方法，其中应用最广泛的是埋弧焊和气体保护焊，是本文介绍的重点。电渣焊主要用于厚板焊接，可采用单丝和多丝；气电立焊只采用单丝，主要用于船舶外壳板、箱式梁腹板及大型储罐侧板等中等厚度板的对接。这两种方法都是立焊，焊接线能量很大，所以适用的钢种主要是低碳钢和强度级别较低的低合金钢，所采用的焊丝各有自身的特点，因应用范围有限，本文不作介绍。

2.1 埋弧焊用焊丝

2.1.1 焊丝的化学成分

碳钢和低合金钢埋弧焊用的焊丝主要是实芯焊丝，国产焊丝的牌号和化学成分列于表 12.3-1。

表 12.3-1 碳钢和低合金钢用实芯焊丝的化学成分（质量分数） %

钢号	牌号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	其他	S≤	P≤
碳钢焊丝	H08A	≤0.10	0.35~0.60	≤0.03	≤0.20 H08C为≤0.10	≤0.30 H08C为≤0.10	—	Cu≤0.20 H08C为≤0.10	0.03	0.03
	H08E								0.02	0.02
	H08C								0.015	0.015
	H08MnA		0.80~1.10	≤0.07					0.03	0.03
	H15A	0.11~0.18	0.35~0.65	≤0.03					0.03	0.03
	H15Mn		0.80~1.10						0.035	0.035
合金钢焊丝	H10Mn2	≤0.12	1.50~1.90	≤0.07	≤0.20	≤0.30	—	Cu≤0.20	0.035	0.035
	H08MnSi	≤0.11	1.20~1.50	0.40~0.70					0.035	0.035
	H08Mn2Si		1.70~2.10	0.65~0.95					0.035	0.035
	H08Mn2SiA		1.80~2.10	0.65~0.95					0.030	0.030
	H10MnSi	≤0.14	0.80~1.10	0.60~0.90					0.035	0.035
	H11MnSiA	0.07~0.15	1.00~1.50	0.65~0.95					0.025	0.035
	H10Mn2A	≤0.17	1.80~2.2	≤0.05					0.030	0.030
	H10MnSiMo	≤0.14	0.90~1.20	0.70~1.10			0.15~0.25	Cu≤0.20	0.035	0.035
	H10MnSiMoTiA	0.08~0.12	1.00~1.30	0.40~0.70			0.20~0.40	Ti：0.05~0.15	0.025	0.03
	H08MnMoA	≤0.10	1.20~1.60	≤0.25			0.30~0.50	Ti：0.15（加入量）	0.03	
	H08Mn2MoA	0.06~0.11	1.60~1.90	≤0.25			0.50~0.70			
	H10Mn2MoA	0.08~0.13	1.70~2.00	≤0.40			0.60~0.80			
	H08Mn2MoVA	0.06~0.11	1.60~1.90	≤0.25			0.50~0.70	V：0.06~0.12 Ti：0.15（加入量）		
	H10Mn2MoVA	0.08~0.13	1.70~2.00	≤0.40			0.60~0.80			
	H08CrNi2MoA	0.05~0.10	0.50~0.85	0.10~0.30	0.70~1.00	1.40~1.80	0.20~0.40	—	0.025	0.030
	H30CrMnSiA	0.25~0.35	0.80~1.10	0.90~1.20	0.80~1.10	≤0.30	—			0.025
	H08CrMoA	≤0.10	0.40~0.70	0.15~0.35	0.80~1.10	≤0.30	0.40~0.60	—	0.03	0.030
	H13CrMoA	0.11~0.16					0.40~0.60	—	0.03	
	H18CrMoA	0.15~0.22					0.15~0.25	—	0.025	



续表 12.3-1

钢号	牌号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	其他	S≤	P≤
合金钢焊丝	H08CrMoVA	≤0.10	0.40～0.70	0.15～0.35	1.00～1.30	≤0.3	0.50～0.70	V：0.15～0.35	0.03	≤0.030
	H10CrMoA	≤0.12			0.45～0.65		0.40～0.60	—	0.03	
	H10SiCr2MoA	0.07～0.12	0.4～0.70	0.4～0.70	2.3～2.7	≤0.20	0.90～1.20	Cu≤0.2	0.025	0.025
	H10MnSiNi2A	≤0.12	≤1.25	0.4～0.8	—	2.0～2.75	—	Cu≤0.2	0.025	0.025
	H10MnSiNi3A	≤0.12				3.0～3.75				

2.1.2　焊丝选用要点

埋弧焊接时，焊缝成分和性能主要是由焊丝和焊剂共同决定的。另外，埋弧焊接时焊接电流大，熔深大，母材熔合比高，母材成分的影响大。所以，焊接规范变化时，也会给焊缝成分和性能带来较大影响。埋弧焊焊丝的选择既要考虑焊剂成分的影响，又要考虑母材的影响。为了得到不同的焊缝成分，可以采用一种焊剂（主要是熔炼焊剂）与几种焊丝配合；也可以采用一种焊丝与几种焊剂（主要是烧结焊剂）配合。对于给定的焊接结构，应根据钢种成分、对焊缝性能的要求及焊接规范大小的变化等进行综合分析之后，再决定所采用的焊丝和焊剂。

1）低碳钢用焊丝　由于焊缝中合金成分不多，故既可采用焊丝渗合金，也可采用焊剂渗合金。通过焊剂向焊缝中过渡锰，有利于改善焊缝的抗热裂纹能力和抗气孔性能；通过焊丝向焊缝中过渡锰时，有利于提高焊缝的低温韧性。焊接低碳钢时多采用低碳焊丝（H08A 等），当母材碳含量较高或强度要求较高、而对焊缝韧性要求不高时，也可采用碳含量较高的焊丝，例如 H15A 或 H15Mn 等。

2）高强度钢用焊丝　根据对焊缝强度级别和韧性的要求，分别采用不同成分系的焊丝。590 MPa 级的焊缝多采用 Mn-Mo 系焊丝，例如 H08MnMoA、H08Mn2MoA 等；690～780 MPa级的焊缝多采用 Mn-Cr-Mo 系、Mn-Ni-Mo 系或 Mn-Ni-Cr-Mo 系焊丝。当对焊缝韧性要求较高时，往往采用含 Ni 的焊丝成分系统，例如 H08CrNi2MoA 等。

3）Cr-Mo 耐热钢用焊丝　为保证焊缝成分与母材相接近，焊接 Cr-Mo 钢时多采用 Cr-Mo 系的焊丝。例如焊接 Cr-Mo 和 2Cr-1Mo 钢时，可分别采用 H08CrMoA 和 H10SiCr2MoA 焊丝，所用的焊剂通常为熔炼型焊剂。为了降低焊缝金属的回火脆性，应严格限制焊丝中 P、S、Sn、Sb、As 等有害杂质的含量。

4）低温钢用焊丝　埋弧焊焊接低温钢的主要困难是如何保证低温韧性。为此，焊丝成分要控制得当，C、Si 的含量要低些，P、S 的含量要尽可能降低。根据使用温度的不同，焊丝中可加入不同数量的 Ni。使用温度越低，加入的 Ni 要越多。含 Ni 低时，Mn 的含量可适当高些；含 Ni 高时，Mn 的含量要适当降低。为消除回火脆性，还应加入质量分数为 0.3%左右的钼。

2.1.3　焊丝与钢种的配套

1）碳钢和低合金高强度钢用焊丝　碳钢和低合金高强度钢用埋弧焊焊丝和焊剂汇总于表 12.3-2。表中有的焊丝牌号为企业标准，未纳入国标。

2）铬钼耐热钢、低温钢和耐大气腐蚀钢用焊丝

铬钼耐热钢、低温钢和耐大气腐蚀钢用埋弧焊焊丝和焊剂汇总于表 12.3-3。

2.2　气体保护焊用焊丝

气体保护焊用的焊丝有实芯焊丝和药芯焊丝两大类。药芯焊丝又分为外加气体保护的焊丝和自保护焊丝，故自保护焊丝也放在本节中进行介绍。

表 12.3-2　碳钢和低合金高强钢用埋弧焊焊丝和焊剂

类别	屈服强度/MPa	钢号	焊接材料	
			焊丝	焊剂
碳素结构钢	≤275	Q235 Q255	H08A H08E	HJ431 HJ430 SJ401 SJ403
		Q275	H08MnA	
		15、20	H08A、H08MnA	HJ431 HJ430 HJ330 SJ301、SJ302 SJ501、SJ502 SJ503
		25、30	H08Mn、H10Mn2	
		20 g、22 g	H08MnA H08MnSi H10Mn2	
		20R	H08MnA	
热轧及正火钢	295	09Mn2 09Mn2Si 09Mn2V 09Mn2VCu	H08A H08E H08MnA	HJ430 HJ431 SJ301
	345	16Mn 16MnCu 14MnNb 16MnR	不开坡口对接 H08A、H08E 中板开坡口对接 H08MnA、H10Mn2 H10MnSi	HJ430 HJ431 SJ501 SJ502 SJ301
			厚板深坡口 H10Mn2	HJ350
	390	15MnV 15MnVCu 16MnNb 15MnVRe	不开坡口对接 H08MnA 中板开坡口 H10Mn2 H10MnSi H08Mn2Si	HJ430 HJ431 SJ101
			厚板深坡口 H08MnMoA	HJ250 HJ350 SJ101
	440	15MnVN 15MnVTiRe 15MnVNCu 15MnVNR	H10Mn2 H08MnMoA H04MnVTiA H08Mn2MoA	HJ431 HJ350 HJ250 HJ252 SJ101
	490	14MnMoV 18MnMoNb 14MnMoVCu 18MnMoNbg 18MnMoNbR	H08Mn2MoA H08Mn2MoVA H08Mn2NiMo	HJ250 HJ252 HJ350 SJ101

续表 12.3-2

类别	屈服强度/MPa	钢号	焊接材料	
			焊丝	焊剂
管线钢	415	X60	H08Mn2MoA	HJ431
			H08MnMoA	SJ101
			H10Mn2	SJ102
	450	X65	H08Mn2MoA	SJ101
			H08MnMoA	SJ102 SJ301
低碳调质钢	490	HQ60	H08MnMoTiA	SJ101
	590	HQ70	H08Mn2NiMoA	HJ350
		14MnMoVN	H08Mn2MoA H08Mn2NiMoA	HJ350
			H08Mn2NiMoA	HJ250
		12MnNiCrMoCu	H08Mn2NiMoA H08MnNi2CrMoA	HJ350
		12Ni3CrMoV	H08Mn2NiMoA H10MnSiMoTiA H08Mn2NiCrMoA	HJ350
	685	HQ80 HQ80C	H08Mn2CrMoA H08Mn2MoA H08MnNi2MoA	HJ350
		14MnMoNbB	H08Mn2MoA H08Mn2Ni2CrMoA	HJ350
中碳调质钢	—	30CrMnSiA	H20CrMoA H18CrMoA	HJ431 HJ260
		30CrMnSiNi2A	H18CrMoA	HJ350 HJ260
		35CrMoA	H20CrMoA	HJ260

表 12.3-3 铬钼耐热钢、低温钢及耐大气腐蚀钢用埋弧焊焊丝和焊剂

类别	钢种	钢号	焊接材料	
			焊丝	焊剂
铬钼耐热钢	0.5Mo	15Mo	H08MnMoA	HJ350
	0.5Cr-0.5Mo	12CrMo	H08CrMoA H10CrMoA	HJ260 HJ350 SJ103
	1Cr-0.5Mo 1.25Cr-0.5Mo	ZG20CrMo 15CrMo 20CrMo	H08CrMoA H13CrMoA	HJ250 HJ350 SJ103
	1Cr-0.5MoV	12CrMoV 12Cr1MoV ZG20CrMoV	H08CrMoVA	HJ250 HJ350 SJ103
	2.25Cr-1Mo	12Cr2Mo	H10SiCr2MoA H13Cr2Mo1A H08Cr2MoA	HJ250 HJ350 SJ103 SJ104
	2CrMoWVTiB	12Cr2MoWVTiB	H08Cr2MoWVNbB	HJ250
	5Cr-0.5Mo	12Cr5Mo	H10Cr5Mo	HJ260 HJ350

续表 12.3-3

类别	钢种	钢号	焊接材料	
			焊丝	焊剂
低温钢	（工作温度） -40℃	16MnDR	H10MnNiMoA H06MnNiMoA	SJ101 SJ603
	-46℃	DG50	H10Mn2Ni2MoA	SJ603
	-60℃	09MnTiCuReDR	H08MnNiMoA H08Mn2MoA	SJ102 SJ603
	-70℃	09Mn2VDR	H08Mn2MoVA	HJ250
		2.5Ni	H08MnSiNi2A	SJ603
	-90℃	06MnNb 3.5Ni	H08Ni3A H10MnSiNi3A	HJ250 SJ603
耐大气腐蚀钢	—	16CuCr 12MnCuCr 15MnCuCr 10MnSiCu 09MnCuPTi 12MnPRe	H08MnA H10Mn2 H08MnCuCr	HJ431 HJ430

2.2.1 焊丝的化学成分和性能

1）实芯焊丝　碳钢和低合金钢气保焊用实芯焊丝的牌号、型号和化学成分列于表 12.3-4。

2）药芯焊丝　碳钢及低合金钢气保焊和自保护焊用药芯焊丝的成分、性能和特征汇总于表 12.3-5。

2.2.2 焊丝的选用要点

气体保护焊接时，焊缝金属的成分和性能除了受到焊丝化学成分的影响外，也与所采用的保护气体有密切关系。随着保护气体氧化性的增加，焊丝中的脱氧元素（例如硅、锰、钛等）烧损量会相应增加，这时焊缝金属的强度要降低。当焊丝中的脱氧元素含量不足时，除了引起焊缝韧性下降外，还可能导致焊接缺陷（例如气孔等）的产生。故焊丝的选择一定要考虑保护气体的氧化性，并根据保护气体的不同来选用不同成分的焊丝。药芯焊丝的熔敷金属化学成分也与保护气体密切相关。设计用于 CO_2 气体保护焊接的药芯焊丝，如果采用富氩气体［如 80% Ar + 20% CO_2（体积分数）］保护焊接，熔敷金属中 Si、Mn 等合金含量会有一定增加，从而导致焊缝强度增高，塑韧性降低，还可能引起抗裂性能等方面的变化。所以，从选择焊丝的角度出发，不同的保护气体应选择不同的焊丝，不宜推荐多种保护气体选用一种焊丝。

1）碳钢和低合金高强度钢用焊丝　选用这类焊丝时，首先要满足焊缝金属与母材等强度以及其他力学性能指标（如低温冲击韧性等）的要求。焊接热轧钢、正火钢及焊态下使用的低碳调质钢时，首先考虑焊缝金属的力学性能与母材相接近或相当，焊缝金属化学成分与母材的一致性则放在次要。在焊接某些大厚度、大拘束的构件时，为防止出现焊接冷裂纹，可考虑低匹配原则，即选用焊缝强度稍低于母材强度的焊丝。经验证明，如果焊缝强度超过母材过多，接头冷弯时，塑性变形不均匀，因而造成冷弯角小，甚至出现横向裂纹。按等强度要求选择焊丝时，应考虑板厚、接头形式、坡口形状及焊接线能量等因素的影响，这些因素对焊缝稀释率和冷却速度，亦即对焊缝金属的化学成分和接头的组织都有影响，并因此而影响到最终的焊缝金属力学性能。

中碳调质钢焊接后，一般要进行调质处理。因此，在选择焊丝时，力求保证焊缝金属主要合金成分与母材成分相



表 12.3-4 碳钢和低合金钢气保焊焊丝的化学成分（质量分数） %

牌号	焊丝型号	C	Mn	Si	P	S	Ni	Cr	Mo	其他
		碳钢焊丝								
H08Mn2SiA	ER49-1	≤0.11	1.80~2.10	0.65~0.95	≤0.030	≤0.030	≤0.30	≤0.20	—	
H05MnSiTiZrAlA	ER50-2	≤0.07	0.90~1.40	0.40~0.70	≤0.035	≤0.025	—	—		Ti 0.05~0.15 Zr 0.02~0.12 Al 0.05~0.15
H10MnSiA	ER50-3	0.06~0.15		0.45~0.75	≤0.025	≤0.030				—
H11MnSi	ER50-4	0.07~0.15	1.00~1.50	0.65~0.85		≤0.035				
H15MnSiAl	ER50-5	0.07~0.19	0.90~1.40	0.30~0.60						Al 0.5~0.9
H11Mn2SiA	ER50-6	0.06~0.15	1.40~1.85	0.80~1.15		≤0.025				—
		铬钼钢焊丝								
H10SiCrMoA	ER55-B2	0.07~0.12	0.4~0.70	0.4~0.70	≤0.025	≤0.025	≤0.20	1.20~1.50	0.40~0.65	—
H05SiCrMoA	ER55-B2L	≤0.05								
H08MnSiCrMoVA	ER55-B2-MnV	0.06~0.10	1.20~1.60	0.60~0.90	≤0.030		≤0.25	1.00~1.30	0.50~0.70	V 0.20~0.40
H08MnSiCrMoA	ER55-B2-Mn		1.20~1.70					0.90~1.20	0.45~0.65	—
H10SiCr2MoA	ER62-B3	0.07~0.12	0.40~0.70	0.40~0.70	≤0.025		≤0.20	2.30~2.70	0.90~1.20	
H05SiCr2MoA	ER62-B3L	≤0.05								
		镍钢焊丝								
H10MnSiNiA	ER55-C1	≤0.12	≤1.25	0.40~0.80	≤0.025	≤0.025	0.80~1.10	≤0.15	≤0.35	V≤0.05
H10MnSiNi2A	ER55-C2	≤0.12	≤1.25	0.40~0.80	≤0.025	≤0.025	2.00~2.75	—	—	—
H10MnSiNi3A	ER55-C3						3.00~3.75			
		锰钼钢焊丝								
H10Mn2SiMoTiA	ER55-D-Ti	≤0.12	1.20~1.90	0.40~0.80	≤0.025	≤0.025	—	—	0.20~0.50	Ti≤0.20
H10Mn2SiMoA	ER55-D2	0.07~0.12	1.60~2.10	0.50~0.80			≤0.15		0.40~0.60	
		其他低合金钢焊丝								
H05Mn2Ni2MoA	ER69－1	≤0.08	1.25~1.80	0.20~0.50	≤0.01	≤0.01	1.40~2.10	≤0.30	0.25~0.55	Ti≤0.1 Zr≤0.10 Al≤0.10
H10Mn2NiMoCuA	ER69－2	≤0.12		0.20~0.60			0.80~1.25		0.20~0.55	Cu 0.35~0.65
H10Mn2SiNiMoA	ER69－3			0.40~0.80	≤0.02	≤0.02	0.50~1.00	—		Ti≤0.2 Al≤0.1
H08Mn2Ni2MoA	ER76－1	≤0.09	1.40~1.80	0.20~0.55	≤0.01	≤0.01	1.90~2.60	≤0.50	0.25~0.55	Ti≤0.1 Zr≤0.10 Al≤0.10
H08Mn2Ni3MoA	ER83－1	≤0.10		0.25~0.60			2.00~2.80	≤0.60	0.30~0.65	Ti≤0.1 Zr≤0.10 Al≤0.10

表 12.3-5 碳钢和低合金钢用药芯焊丝一览表

序号	牌号	型号 GB/T(AWS)	保护气体	特征和用途	熔敷金属化学成分（质量分数）/%					熔敷金属力学性能			
					C	Si	Mn	Ni	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
1	YJ501-1	E501T-1 （E71T-1）	CO_2	钛型渣系，用于碳钢及 490 MPa 级高强钢焊接，工艺性能优良	≤0.10	≤0.90	≤1.75	—		≥500	≥410	≥22	≥47 （0℃）
2	YJ501Ni-1	E501T-1 （E71T-1）	CO_2	用于重要结构的对接及角接，例如造船、海上石油船、桥梁和机械制造	≤0.10	≤0.90	≤1.75	≤0.50		≥500	≥410	≥22	≥47 （－40℃）
3	YJ502-1	E500T-1 （E70T-1）	CO_2	钛钙型渣系，用于重要的低碳钢及相应强度的低合金钢，例如机械制造、压力容器、船舶、石油化工结构的焊接	≤0.10	≤0.90	≤1.75	—		≥500	≥410	≥22	≥27 （0℃）
4	YJ502R-1	—	CO_2	钛钙型渣系，用于重要的低碳钢及低合金高强钢的焊接，例如船舶、压力容器、起重机械等	≤0.10	≤0.90	≤1.75	—		≥500	≥410	≥22	≥47 （0℃）



续表 12.3-5

序号	牌号	型号 GB/T(AWS)	保护气体	特征和用途	熔敷金属化学成分（质量分数）/%					熔敷金属力学性能			
					C	Si	Mn	Ni	其他	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J
5	YJ502R-2	—	—	钛钙型渣系自保护焊丝，用于低碳钢及低合金高强钢的各类结构焊接	≤0.10	≤0.3	≤0.9	—	Ti≤0.3	≥500	≥410	≥22	≥27 (0℃)
6	YJ507-1	E500T-5 (E70T-5)	CO_2	碱性渣系，用于重要的低碳及低合金高强钢的焊接，例如机械制造、压力容器、船舶等结构	≤0.10	≤0.90	≤1.75	—		≥500	≥410	≥22	≥27 (－30℃)
7	YJ507TiB-1	E500T-5 (E70T-5)	CO_2	碱性渣系，熔敷金属含 Ni-Ti-B 元素，低温下具有优良的冲击及断裂韧性，用于重要低合金钢结构的焊接	≤0.12	≤0.75	≤1.60	0.35～1.0	Ti≤0.04 B≤0.005	≥500	≥410	≥22	≥27 (－40℃)
8	YJ507Ni-1	—	CO_2	碱性渣系，用于重要的低碳钢及相应的低合金钢焊接，例如船舶、压力容器、起重机械、石油化工等重要结构	≤0.12	≤0.90	≤1.75	≤0.50		≥500	≥410	≥22	≥27 (－30℃)
9	YJ507-2	E500T-4 (E70T-4)	—	自保护焊丝，用于冶金高炉、船舶、桥梁等钢结构的焊接	—	≤0.90	≤1.75	≤0.50	Al≤1.80	≥500	≥410	≥22	≥27 (0℃)
10	YJ507G-2	E500T-8 (E70T-8)	—	自保护焊丝，用于较重要的低碳钢中、厚板结构	—	≤0.90	≤1.75	≤0.50	Cr≤0.20 Mo≤0.30 Al≤1.80	≥500	≥410	≥22	≥27 (－30℃)
11	YJ507D-2	E500T-GS (E70T-GS)	—	自保护焊丝，用于焊接低碳钢输油、气管线及普通中、薄板结构的单道焊缝	—	≤0.90	≤1.75	≤0.50	Al≤1.80	≥500	—	—	—
12	YJ507R-2	E501T-8 (E71T-8)	—	自保护焊丝，碱性渣系，用于焊接对冲击韧性要求较高的钢结构，亦可用于船舶、压力容器、起重机械等重要结构	—	≤0.90	≤1.75	—	Al≤1.80	≥500	≥410	≥22	≥27 (－30℃)
13	YJ602G-1	E601T-1 (E91T-1)	CO_2	钛钙型渣系，用于重要的低合金高强钢焊接，例如船舶、压力容器、起重机械等重要结构	≤0.12	≤0.60	1.25～1.75	—		≥590	≥470	≥22	≥27 (－40℃)
14	YJ607-1	E601T-5 (E91T-5)	CO_2	碱性渣系，用于焊接相应强度等级的低合金高强钢，例如15MnV、15MnVN等，也可焊接中碳钢结构	≤0.12	≤0.60	1.25～1.75	—	Mo 0.25～0.45	≥590	≥450	≥15	≥27 (－30℃)
15	YJ707-1	E700T5-Ni1 (E80T5-Ni1)	CO_2	碳性渣系，用于焊接15MnMoVN、14MnMoNb等低合金高强钢结构，例如重型矿山运输车、大吨位汽车起重机、大型推土机等	≤0.15	0.30～0.60	1.20～1.70	1.0～1.20	Mo 0.10～0.50	≥680	≥590	≥15	≥27 (－30℃)
16	YR307-1	E550T5-B2 (E80T5-B2)	CO_2	碱性渣系，焊接工作温度在520℃以下的质量分数为1% Cr-0.5% Mo低合金耐热钢，例如锅炉管道、石油精炼设备等	≤0.12	≤0.60	≤0.90	—	Cr 1.0～1.5 Mo 0.4～0.65	≥540	≥440	≥17	—

近，以保证经过调质处理后，焊缝性能与母材一致。同时应严格控制焊缝金属中 S、P 等杂质含量，以防止产生结晶裂纹和脆化。

在焊丝合金系统选择上，主要是在保证等强度的前提下，重点考虑焊缝金属冲击韧性的要求。对于强度等级490 MPa以下的焊丝，只要保证焊缝含有质量分数为1.2%～1.6%Mn，而不再需要添加其他的合金元素就可满足强度要求。当要求低温下具有优良的冲击及断裂韧性时，也可添加质量分数为0.5%左右的 Ni 或微量 Ti 和 B（Ti 质量分数）约为0.03%，（B 质量分数）约为0.003%）；对于强度等级590～680 MPa 的焊丝，其焊缝通常有两个成分系统，即 Mn-Mo 系和 Mn-Ni-Mo 系。根据对低温韧性的要求，可加入不同数量的 Ni（质量分数）多在0.5～2.0%之间），也可再加入少量的 Cr（质量分数）≤0.3%），以得到良好的综合性能；对于强度等级在740 MPa以上的焊丝，其焊缝成分多为 Mn-Ni-Cr-Mo 系，也有的是 Mn-Ni-Mo 系。加入适量的 Ni（质量分数）＝1.5%～2.8%）和 Cr（质量分数）＝0.2%～0.6%）后，既可改善焊缝的低温韧性，又可起到强化作用。

2）铬钼耐热钢用焊丝　Cr-Mo 耐热钢焊丝的选择，首先要保证焊缝的化学成分和力学性能与母材尽量一致，使焊缝在工作温度下，具有良好的抗氧化、抗气体介质腐蚀能力和一定的高温强度。如果焊缝与母材化学成分相差太大，高温

长期使用后，接头中某些元素发生扩散现象，使接头高温性能下降。其次，应考虑材料的焊接性，避免选用杂质含量较高或强度较高的焊接材料。Cr-Mo 耐热钢焊缝的碳含量（质量分数）一般控制在 0.07%～0.12%之间，碳含量过低会降低焊缝的高温强度，碳含量太高又易出现焊缝冷裂纹。近年来开发了超低碳（碳含量≤0.05%）的 Cr-Mo 耐热钢焊接材料（例如 ER55-B2L，ER62-B3L)，这主要是为了提高焊缝抗裂性能，以便降低焊接预热温度。

在焊接大刚度构件、焊补焊接缺陷、焊后不能热处理的工件或焊接 12Cr5Mo 等焊接性较差的耐热钢时，可采用强度低、塑性好、溶氢量大的 Cr－Ni 奥氏体型焊丝进行不预热焊接，以释放焊接应力、提高接头韧性，防止焊接裂纹。但对于承受循环加热和冷却工作条件下的结构，不宜采用 Cr-Ni 奥氏体型焊材，以免由于两种类型钢材线胀系数相差太大，在使用过程中产生热应力而引起开裂。

3）低温钢用焊丝　低温钢用焊丝大都采用与母材镍含量相当的镍合金化的低合金钢焊丝，并尽量降低焊丝中 C、S、P 等杂质含量。近年来，开发了向焊缝中添加微量 Ti 和 B 的焊丝，充分利用 Ti 和 B 细化晶粒的效果。加 Ti 和 B 的方法可以在不受后续焊道影响的条件下，保证焊缝结晶的本质细晶粒化，从而得到稳定的高韧性焊缝。这种效果在采用大的焊接线能量时尤为明显。

低温钢对焊接热循环较为敏感，当采用大线能量焊接时，过热区奥氏体晶粒容易长大，使该区的低温韧性显著降低。因此，必须采用严格的焊接工艺，特别是限制焊接线能量，最大限度地降低接头的过热程度，以确保获得较高的焊缝及热影响区低温韧性。

4）耐大气腐蚀钢用焊丝　耐大气腐蚀钢焊丝的合金系统一般可分为 Cu-Cr 系、Cu-Cr-Ni 系及 Cu-Ni 系，焊缝金属抗拉强度有 490 MPa 与 590 MPa 两个级别。它的耐大气腐蚀性能主要取决于 Cu、Cr、Ni 等合金元素的含量，故选用焊丝时，推荐采用与被焊钢种合金系统相一致的化学成分。由于 P 在钢的焊接中易引起冷裂纹，故焊材中一般不采用添加 P 来提高其耐大气腐蚀的能力。

耐大气腐蚀钢的焊接，通常可参照低碳钢或 490 MPa 级高强钢的焊接参数，推荐采用 MAG 焊及 CO_2 焊。对于高磷型钢的焊接，宜采用母材稀释率较小、低焊速的条件进行施焊，以便防止焊接裂纹。当焊缝金属冷却速度较慢时，例如大线能量焊接、母材厚度较薄或道间温度较高等，则焊缝金属的抗拉强度和缺口冲击韧性降低。因此，应根据性能要求选择适宜的焊接规范参数。

2.2.3　焊丝与钢种的配套

1）碳钢和低合金高强度钢用焊丝　碳钢和低合金高强度钢用气保焊焊丝汇总于表 12.3-6。

表 12.3-6　碳钢和低合金高强钢用气保焊焊丝

类别或屈服强度等级/MPa	钢号	焊接材料	
		保护气体 （体积分数）	焊丝
低碳钢	Q235 Q255 Q275 15，20，25 20g，22g 20R	CO_2	ER49-1 ER50-1 ER50-4 ER50-6 YJ502-1 YJ502R-1 YJ507-1
		自保护	YJ502R-2 YJ507-2 YJ507D-2 YJ507R-2

续表 12.3-6

类别或屈服强度等级/MPa		钢号	焊接材料	
			保护气体 （体积分数）	焊丝
中碳钢		35 45	CO_2	ER49-1 ER50-2，3，6，7 YJ502-1 YJ507Ni-1
			CO_2 或 Ar＋20% CO_2	ER55-D2
热轧及正火钢	295	09Mn2 09Mn2Si 09MnV	CO_2	ER49-1 ER50-2
	345	16Mn 16MnR 14MnNb	CO_2	ER49-1 ER50-2、6、7 GHS-50 YJ502-1 YJ502R-1 YJ507-1 YJ507Ni-1 YJ507TiB-1
	390	15MnV 15MnVCu 16MnNb		
			自保护	YJ502R-2 YJ507-2 YJ507R-2 YJ507G-2
	440	15MnVN 15MnVTiRE 15MnVNCu	CO_2 或 Ar＋20%CO_2	ER49-1 ER50-2 ER55-D2 ER55-D2-Ti YJ602G-1 YJ607G-1
	490	18MnMoNb 14MnMoV 14MnMoVCu WCF60 WCF62	CO_2 或 Ar＋20% CO_2	ER55-D2 ER55-D-Ti YJ607-1 YJ602G-1 YJ707-1 ER55-D2 ER55-D－Ti GHS-60 YJ602G-1 YJ607-1
	590	HQ70A HQ70B 15MnMoVN 15MnMoNRE QJ60		ER69-1 ER69-3 ER76-1 GHS-70 YJ707-1
	685	12Ni3CrMoV 15MnMoVNRE QJ70 14MnMoNbB HQ80 HQ80C	Ar＋20% CO_2 Ar＋（1%～2%）O_2 Ar＋5% CO_2	H08Mn2Ni2CrMoA H08MnNi2MoA ER76-1 ER83-1 GHS－80B GHS-80C
	785	10Ni5CrMoV		JS 80
	880	HQ100		GHS-100
中碳调质钢		D6AC	Ar	H10CrMoVA H08MnCrNiMoA
		30CrSiNiMoVA		H10Cr3MnNiMoVA
		34CrNi3MoA		H20CrNi3MoA
		35CrMoA		H20CrMnA
		40Cr		H08Mn2SiA



2）铬钼耐热钢、低温钢和耐大气腐蚀钢用焊丝　铬钼耐热钢、低温钢和耐大气腐蚀钢用气保焊焊丝汇总于表 12.3-7。

表 12.3-7　铬钼耐热钢、低温钢和耐大气腐蚀钢用气保焊焊丝

类别	钢　号	焊 接 材 料	
		保护气体（体积分数）	焊丝
铬钼耐热钢	15Mo（0.5Mo）	CO_2 Ar + 20% CO_2 Ar + (1～5)% O_2 Ar + 5% CO_2 Ar	TGR50ML H08MnSiMo YR102-1
	12CrMo（0.5Cr-0.5Mo） 15Cr-Mo（1Cr-0.5Mo） ZG-20CrMo		H08CrMnSiMo TGR55CM TGR55CML TGR50ML YR302-1 YR307-1
	12Cr1MoV ZG20CrMoV		TGR55V，TGR55VL H08CrMnSiMoVA
	12Cr2MoV（2Cr-1Mo）		YR402-1 YR407-1 TGR59C2M H10SiCr2MoA
	12Cr2MoWVTiB		TGR55WB TGR55WBL H08Cr2MoWVNbB
	12Cr5Mo	Ar	H0Cr5MoA TGS-5CM（日）
	12Cr9Mo1		ER80S-B8，E8XT5-B8/-B8M E8XT5-B8L/-B8LM TGS-9Cb（日）
	12Cr9Mo1V		ER90S-B9 TGS-9Cb（日）

续表 12.3-7

类别	钢　号	焊 接 材 料	
		保护气体（体积分数）	焊丝
低温钢	16MnDR 09MnTiCuReDR	CO_2 Ar + 20% CO_2	ER55-C1 ER55-C2 YJ502Ni-1 YJ507Ni-1
	3.5Ni	Ar + 2% O_2 Ar + 5% CO_2	ER55-C3
耐大气腐蚀钢	16MnCu 12MnCrCu 15MnCrCu 10MnSiCu 09MnCuPTi 12MnPRe	CO_2 Ar + 20% CO_2	YJ502Cu-1 YJ502CrCu-1 MGW-50B（日） MGW-50TB（日）

3　不锈钢焊丝

按显微组织划分，不锈钢可分为马氏体型、铁素体型、奥氏体型和双相不锈钢等几大类型。不锈钢焊丝的分类与不锈钢相一致，按显微组织划分也是这四大类型。马氏体型通常有 Cr13 型和低碳、超低碳 Cr13 型，前者碳含量较高，具有较高的高温强度及抗高温氧化性能，也具有一定的耐蚀性和耐磨性。后者在大幅度降低碳含量的同时，再加入质量分数为 4%～6% 的 Ni 和少量的 Mo、Ti 等元素，成为高强高韧马氏体钢，具有良好的抗气蚀性、耐腐蚀和抗磨损性能。铁素体型也有普通铁素体不锈钢和超纯铁素体不锈钢两类，由于严格控制了钢中 C + N 含量，超纯铁素体不锈钢有着良好的加工性、焊接性和耐腐蚀性能。奥氏体型是应用最广泛的不锈钢，可大致分为 Cr18-Ni8、Cr25-Ni20、Cr25-Ni35 等几个小类。双相不锈钢是指铁素体和奥氏体各约占 50% 的不锈钢，具有抗点腐蚀、缝隙腐蚀和应力腐蚀等特性，其屈服强度是普通不锈钢的 2 倍。各类型不锈钢焊丝又有实芯焊丝和药芯焊丝之分。

3.1　焊丝的成分和性能

3.1.1　实芯焊丝的化学成分

实芯焊丝可用于埋弧焊，TIG 焊和 MIG 焊等方法，焊丝的化学成分列于表 12.3-8。

表 12.3-8　不锈钢用实芯焊丝的化学成分（质量分数）　%

牌　号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	其　他	S≤	P≤
H0Cr14	≤0.06	≤0.60	≤0.70	13.0～15.0	≤0.60	—	—	0.03	0.03
H1Cr13	≤0.12	≤0.60	≤0.50	11.5～13.5	≤0.60				
H2Cr13	0.13～0.21	≤0.60	≤0.60	12.0～14.0	≤0.60				
H1Cr17	≤0.10	≤0.60	≤0.50	15.5～17.0	≤0.60				
H1Cr19Ni9	≤0.14	1.0～2.0	≤0.60	18.0～20.0	8.0～10.0				
H0Cr21Ni10	≤0.08	1.0～2.5	≤0.60	19.5～22.0	9.0～11.0				
H00Cr21Ni10	≤0.03			19.5～22.0	9.0～11.0			0.02	
H1Cr24Ni13	≤0.12			23.0～25.0	12.0～14.0			0.03	
H1Cr24Ni13Mo2	≤0.12			23.0～25.0	12.0～14.0	2.0～3.0			
H0Cr26Ni21	≤0.08			25.0～28.0	20.0～22.5	—			
H1Cr26Ni21	≤0.15			25.0～28.0	20.0～22.5				
H0Cr19Ni12Mo2	≤0.08			18.0～20.0	11.0～14.0	2.0～3.0			
H00Cr25Ni22Mn4Mo2N	≤0.03	3.50～5.50	≤0.50	24.0～26.0	21.5～23.0	2.0～2.8	N 0.10～0.15	0.02	0.03



续表 12.3-8

牌　　号	C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	其　他	S≤	P≤
H0Cr17Ni4Cu4Nb	≤0.05	0.25~0.75	≤0.75	15.5~17.5	4.0~5.0	≤0.75	Cu 3.0~4.0 Nb 0.15~0.45	0.03	0.03
H00Cr19Ni12Mo2	≤0.03	1.0~2.5	≤0.60	18.0~20.0	11.0~14.0	2.0~3.0	—	0.03	0.03
H00Cr19Ni12Mo2Cu2	≤0.03			18.0~20.0	11.0~14.0	2.0~3.0	Cu 1.0~2.5	0.02	0.03
H0Cr19Ni14Mo3	≤0.08			18.5~20.5	13.0~15.0	3.0~4.0	—	0.03	
H0Cr20Ni10Ti	≤0.08			18.5~20.5	9.0~10.5	—	Ti 9×C%~1.0		
H0Cr20Ni10Nb	≤0.08			19.0~21.5	9.0~11.0	—	Nb 10×C%~1.0		
H1Cr21Ni10Mn6	≤0.10	5.0~7.0	≤0.60	20.0~22.0	9.0~11.0	—	—	0.02	
H00Cr20Ni25Mo4Cu	≤0.03	1.0~2.5	≤0.60	19.0~21.0	24.0~26.0	4.0~5.0	Cu 1.0~2.0	0.02	

3.1.2　药芯焊丝的化学成分和特性

药芯焊丝主要用于 CO_2 焊、MAG 焊和自保护焊等。不锈钢用药芯焊丝的简明特性见表 12.3-9。

表 12.3-9　不锈钢用药芯焊丝简明特性

序号	牌号	型号	熔敷金属主要化学成分（质量分数）/%						熔敷金属力学性能		特性与用途
			C	Mn	Si	Cr	Ni	其他	σ_b/MPa	δ/%	
1	YG207-2		≤0.12	≤1.0	≤0.9	11~13.5	≤0.6		≥450	≥20	用于自保护焊接 0Cr13、1Cr13 型不锈钢的低氢型药芯焊丝，也可用于耐蚀、耐磨件的堆焊
2	YG317-1		≤0.08	≤1.5	≤0.9	15.5~17.5	5~6.5	Mo 0.3~1.5	≥785	≥15	低氢型渣系，有良好的抗裂性及高强度特性，用于焊接同类型不锈钢结构或耐蚀、耐磨层表面堆焊
3	YA002-2	E308LT-3	≤0.04	0.5~2.5	≤1.0	18~21	9~11		≥515	≥35	自保护药芯焊丝，有良好的抗晶间腐蚀性能，用于 00Cr19Ni10（304L）、0Cr18Ni9Ti（321）等不锈钢的焊接
4	YA002-1	E308LT-1	≤0.04	0.5~2.5	≤1.0	18~21	9~11		≥515	≥35	超低碳 18-8 型不锈钢焊丝，用于焊接 00Cr19Ni10、0Cr18Ni10Ti 等不锈钢
5	YA102-1 YA107-1	E308T-1	≤0.08	0.5~2.5	≤1.0	18~21	9~11		≥550	≥30	用于焊接工作温度低于 300℃的 0Cr18Ni9（304）、0Cr18Ni9Ti（321）等不锈钢
6	YA022-1	E316LT-1	≤0.04	0.5~2.5	≤1.0	17~20	11~14	Mo 2.0~3.0	≥485	≥30	用于焊接超低碳 00Cr17Ni12Mo2（316L）等不锈钢，抗晶间腐蚀性能优良
7	YA202-1	E316T-1	≤0.08	0.5~2.5	≤1.0	17~20	11~14	Mo 2.0~3.0	≥515	≥30	用于焊接 0Cr17Ni12Mo2（316）等不锈钢
8	YA132-1	E347T-1	≤0.08	0.5~2.5	≤1.0	18~21	9~11	Nb 8×C%~1.0	≥515	≥30	用于焊接 00Cr18Ni9Ti（321）、0Cr18Ni11Nb（347）不锈钢
9	YA062-1	E309LT-1	≤0.04	0.5~2.5	≤1.0	22~25	12~14		≥515	≥30	异种钢焊接、复合板覆层焊接及堆焊不锈钢时作过渡层用，也可焊接同类型不锈钢，例如 309L、309S 等
10	YA302-1	E309T-1	≤0.08	0.5~2.5	≤1.0	22~25	12~14		≥515	≥30	用于不锈钢和低碳钢或低合金钢之间的异种钢焊接，不锈钢复合板覆层的焊接，也可用于焊接同类型不锈钢，例如 0Cr23Ni13（309、309S）钢等



3.2 焊丝的选择和使用

3.2.1 焊丝选择要点

1）奥氏体不锈钢焊丝　奥氏体不锈钢在焊接过程中容易产生焊缝结晶裂纹，所以焊丝的选择原则是在无裂纹的前提下，保证焊缝的耐蚀性能和力学性能与母材基本相当，尽可能使焊丝的合金成分与母材成分相一致或相近。在不影响耐蚀性的条件下，希望焊缝中含有一定量的铁素体。但对于长期在高温下运行的焊缝，其铁素体含量应不超过 5%。

2）马氏体不锈钢焊丝　马氏体钢是可以通过热处理来调整性能的，因此，要求焊缝成分尽量接近母材的成分。但为了防止冷裂纹，也可采用奥氏体焊丝，这种情况下焊缝强度要明显低于母材，也不宜再进行热处理。材质不均匀的接头，在循环温度的环境中有可能产生热疲劳裂纹，导致接头破坏。采用 Cr13 型焊丝焊接马氏体钢时，应严格控制焊丝中 S、P 及 Si 等元素的含量，选用含有 Ti、Nb 或 Al 的焊丝，以细化晶粒并降低淬硬性。焊后应进行热处理，以提高接头的综合性能。

3）铁素体不锈钢焊丝　铁素体钢在焊接过程中不发生相变，所以不产生硬化组织，但铁素体晶粒粗大化，脆化现象较严重，焊缝塑韧性下降。故选择焊丝时应采用含有害元素 C、N、S、P 等低的焊丝。焊丝成分可以采用铁素体的 Cr17 焊丝，也可采用高 Cr、Ni 的奥氏体焊丝。采用同质焊丝，可以通过焊后热处理来恢复耐蚀性，改善接头塑性。采用异质焊丝可改善抗裂性，提高焊缝塑韧性等。但在某些腐蚀介质中，焊缝的耐蚀性可能与母材有很大不同，应充分注意。

4）双相不锈钢焊丝　双相不锈钢用焊丝的特点是焊缝组织为奥氏体占优的双相组织，铁素体化元素 Cr、Mo 含量与母材相当，而奥氏体化元素 Ni 比母材提高质量分数 2% ~ 4%。另外，焊丝中还含有奥氏体化元素 N，但含量不宜太高，否则会产生气孔。

5）异种钢焊接用焊丝　焊丝的选择要充分考虑到母材的化学成分、性能、接头形式和使用要求等，保证焊缝金属具有所要求的综合性能，例如耐蚀性，耐热性、热强性等。焊丝的选用通常是就高不就低，即焊丝成分尽可能接近高成分的母材一方，例如碳钢、低合金钢与不锈钢焊接时，应选用不锈钢焊丝。

3.2.2 焊丝使用注意事项

1）焊接电源　TIG 焊为直流正极性，其他方法（例如 MIG、MAG、CO_2 和埋弧焊）为直流反极性。

2）保护气体　TIG 焊为纯 Ar，实芯焊丝气保焊为 Ar + 2% O_2（体积分数），药芯焊丝气保焊为 CO_2 或 Ar + 20% ~ 50% CO_2（体积分数）的混合气体。焊接超低碳不锈钢时，不宜采用含 CO_2 的混合气体和 CO_2 焊，可采用 Ar + 2% O_2（体积分数）混合气体。

3）电弧长度或焊丝伸出长度　实芯焊丝 TIG 焊时，电弧长度以 1 ~ 3 mm 为宜；实芯焊丝 MIG 焊时，通常为喷射过渡，电弧长度在 4 ~ 6 mm 为宜，过短易于产生气孔。药芯焊丝气保焊时，焊丝伸出长度为 15 ~ 20 mm（焊丝直径为 1.2 和 1.6 mm）；使用 Ar + CO_2 混合气体的话，伸出长度应比使用 CO_2 气体时长 5 mm 左右。

4）防风措施　为防止产生气孔，实芯焊丝气保焊时风速超过 0.5 m/s，药芯焊丝气保焊时风速超过 1 m/s，都要采取相应的防风措施。

5）焊丝的储存　不锈钢用药芯焊丝一旦吸潮，不能像焊条那样在高温下烘干。所以，开封后的药芯焊丝应放置在湿度低的场所，防止结露和粘染污物。

3.3 焊丝与钢种的配套

焊接各种类型不锈钢用的气保焊焊丝和埋弧焊焊丝汇总于表 12.3-10。

表 12.3-10　不锈钢焊接用焊丝的选配

类别	钢　号	气保焊用焊丝		埋弧焊用焊材	
		实芯焊丝	药芯焊丝	焊　丝	焊　剂
奥氏体不锈钢	00Cr18Ni10	H00Cr21Ni10	YA002-1	H00Cr21Ni10	SJ601 SJ608 SJ701 HJ107 HJ151 HJ172 HJ260
	00Cr18Ni12Mo2	H00Cr19Ni12Mo2	YA022-1	H00Cr19Ni12Mo2	
	00Cr22Ni13Mo2	H00Cr24Ni13Mo2			
	0Cr17Ni14Mo2	H0Cr19Ni12Mo2 H0Cr19Ni14Mo3		H0Cr19Ni12Mo2	
	0Cr19Ni9 1Cr18Ni9	H0Cr21Ni10	YA102-1 YA107-1	H0Cr21Ni10	
	0Cr18Ni9Ti 1Cr18Ni9Ti	H0Cr20Ni10Nb H0Cr20Ni10Ti	YA132-1 YA002-1 YA002-2	H0Cr20Ni10Nb H00Cr21Ni10 H0Cr20Ni10Ti	
	0Cr18Ni12Mo2Ti 1Cr18Ni12Mo2Ti	H00Cr19Ni12Mo2 H0Cr19Ni12Mo2	YA202-1	H00Cr19Ni12Mo2 H0Cr19Ni12Mo2	
	0Cr18Ni14Mo2Cu2			H00Cr19Ni12Mo2Cu2	
	0Cr18Ni12Mo3Ti 1Cr18Ni12Mo3Ti	H0Cr19Ni14Mo3	F317LX-×	H0Cr19Ni14Mo3	GZ-1 （烧结焊剂）
	1Cr25Ni13	H1Cr24Ni13	YA302-1		
	1Cr25Ni20 3Cr18Mn11Si2N 2Cr20Mn9Ni2Si2N	H1Cr26Ni21 H1Cr21Ni10Mn6	E310T-×		



续表 12.3-10

类别	钢号	气保焊用焊丝		埋弧焊用焊材	
		实芯焊丝	药芯焊丝	焊丝	焊剂
马氏体不锈钢	1Cr13 2Cr13	H1Cr13 H2Cr13 H1Cr24Ni13 H1Cr26Ni21	YA102 YA107 YG207 YA302	H1Cr13 H0Cr14 H1Cr19Ni9 H1Cr24Ni13 H1Cr26Ni21	HJ151 HJ260 SJ601
	1Cr17Ni2	H1Cr13 H1Cr24Ni13	E410T-X E309T-X	H0Cr26Ni21 H1Cr26Ni21 H1Cr24Ni13	HJ151 HJ260 SJ601
	0Cr13Ni5Mo	ER410NiMo	E410NiMoT-X	—	—
铁素体不锈钢	0Cr13	H0Cr14 H0Cr24Ni13	YA302 YA102	H0Cr14 H1Cr24Ni13	HJ151 HJ250 SJ601
	1Cr17 1Cr17Ni 1Cr17Mo	H1Cr17 H1Cr24Ni13 H0Cr21Ni10	YA102 YA107	H1Cr17 H1Cr24Ni13 H0Cr21Ni10	HJ172 HJ151 SJ601 SJ701 SJ608
	00Cr17Ti	H0Cr17Ti	YA062	H00Cr24Ni13	
	1Cr25Ti 1Cr28	H0Cr26Ni21 H1Cr26Ni21 H1Cr24Ni13	YA302	H0Cr26Ni21 H1Cr26Ni21 H1Cr24Ni13	
	00Cr18MoTi	H00Cr18MoTi H00Cr19Ni12Mo2	YA022	H00Cr19Ni12Mo2	
双相不锈钢	00Cr18Ni5Mo3Si2 00Cr18Ni5Mo3Si2Nb	H00Cr24Ni13 H00Cr19Ni12Mo2			
	00Cr22Ni5Mo3N	H00Cr22Ni8Mo3N	E2209T		
	00Cr25Ni6Mo2N	H00Cr25Ni8Mo2N	Supercore 2507（英）		
	00Cr25Ni6Mo3CuN 00Cr25Ni7Mo3WCuN	H00Cr25Ni8Mo3N			

4 堆焊用焊丝和焊带

堆焊方法多种多样，与焊丝和焊带相关的堆焊方法有气焊、气保护电弧堆焊，自保护电弧堆焊、埋弧堆焊（含丝极和带极）和电渣堆焊（含丝极、板极或带极等）。堆焊的应用越来越广泛，并已经从单纯修复磨损零件发展成为制造有特殊性能的双金属零件，这些特殊性能包括高的耐磨性、耐热性、耐蚀性和耐磨损、腐蚀共同作用的性能。堆焊用焊丝有实芯焊丝、药芯焊丝和铸造焊丝；堆焊用焊带也有实芯焊带和药芯焊带之分。随着合金元素和碳含量的增加，实芯焊丝或焊带的加工制造工艺更加复杂，成本增高，有的甚至难于实施。药芯焊丝或焊带的问世，解决了这些方面的难题，使品种大为增加，应用更趋广泛。但药芯焊丝、焊带的合金含量也不能太高，如果采用埋弧焊，还可以通过烧结焊剂向焊缝中过渡一定量的合金，进一步提高堆焊层的性能。对于硬质合金焊丝，例如钴基合金焊丝，都采用铸造工艺加工而成，包括线材水平连铸，但铸造方法仅可生产出棒状焊丝，不能成盘供货。

从堆焊金属的成分来划分，可分为合金钢、合金铸铁、碳化钨合金和钴基合金等堆焊金属。对于合金钢堆焊金属，又可按组织的不同分为珠光体、马氏体和奥氏体几种组织的堆焊金属。不同的成分和组织将表现出不同的硬度、不同的耐磨性和其他性能。通常，随着碳和合金元素含量的提高，堆焊金属的硬度增加，耐磨性提高，但抗冲击能力下降。当有奥氏体组织存在时，其硬度明显下降，耐磨性变坏，抗冲击能力明显提高。当有马氏体组织产生时，包括奥氏体加工硬化转变成的马氏体，其硬度提高，耐磨性改善，但抗冲击能力下降。

4.1 堆焊用焊丝

4.1.1 焊丝的成分和用途

气保护堆焊和自保护堆焊用药芯焊丝的堆焊层成分和用途汇总于表 12.3-11。

埋弧堆焊用药芯焊丝的堆焊层成分和用途汇总于表 12.3-12。气焊和 TIG 焊用硬质合金堆焊焊丝的成分和用途列表于 12.3-13。耐蚀堆焊用实芯焊丝的化学成分与实芯焊带的化学成分相一致，放在堆焊用焊带一节介绍。

4.1.2 焊丝的堆焊金属类型及焊接要点

1）珠光体型堆焊金属及其焊接要点　它包括珠光体、索氏体、屈氏体等同类组织的堆焊金属，其硬度值 < 40HRC，多为低碳低合金成分系统，碳含量（质量分数）一般小于 0.5%，合金元素的总量（质量分数）在 5% 以下，常用的合金元素有 Mn、Mo、Cr、Si 等。当合金元素较多或冷却速度较快时，将会出现马氏体组织，硬度提高。这类堆焊金属大都是在焊态下使用，也可进行淬火、回火处理，以进一步改善性能。它们的特点是冲击韧性好，有一定的耐磨



表 12.3-11　气保护和自保护堆焊用药芯焊丝

序号	牌　号	保护气体	堆焊层主要成分（质量分数）/%						堆焊层硬度 HRC	用　途
			C	Mn	Si	Cr	Mo	其他		
1	YD176Mn2	无	0.12～0.18	1.7～2.1	0.9～1.2	0.55～0.85	0.3～0.5		32～36	用于堆焊齿轮、矿山车轮及轴、链轮等
2	YD212-1	CO_2	0.3～0.6			≤5.0	≤4.0		≥50	用于堆焊受磨料磨损和黏着磨损的工件，例如齿轮、挖斗、矿山机械等
3	YD247-1	CO_2	≤0.7		2～3	7～9			55～60	用于堆焊受泥砂磨损和气蚀破坏的水力机械
4	YD256Ni-2	无	0.5～0.8	15～17	0.3～0.6	2.7～3.3		Ni1.5～1.9	HB≥170	用于各种破碎机、高锰钢轨、道岔、推土机等受冲击的磨损件
5	YD337-1	CO_2	0.25～0.55			2.0～3.5		W7.0～10.0	≥48	用于堆焊各种热锻模，包括制造和修复
6	YD386-2	无	0.06～0.14	1.2～1.6	0.15～0.45	2.0～2.6	≤0.5		42～46	用于堆焊受金属间磨损的零件，例如挖掘机辊子、链轮等
7	YD397-1	CO_2	≤0.6	1.5～2.5	≤1.0	5～7	≤1.0		55～60	用于堆焊各种冷锻模、冷轧辊等高硬度部件
8	YD502-2	无	≤0.15			10.0～16.0			≥40	用于堆焊工作温度低于450℃的碳钢或合金钢阀门及轴等
9	YD517-2	无	≤0.25			10.0～16.0			≥45	2Cr13型阀门堆焊焊丝，用于堆焊轴、过热蒸汽用阀件、输送机叶片等
10	YD616-2	无	3.0～3.5	0.9～1.2	0.7～1.0	13.5～15.5	0.3～0.6		46～53	堆焊耙路机的齿、破碎机锤头和挖土机的铲齿等
11	YD646Mo-2	无	2.9～3.4	0.6～1.0	0.5～1.9	23.0～26.0	2.5～3.1		54～60	堆焊筑路机和采石设备零件、搅拌机叶片等
12	SQD276	CO_2 或 Ar + CO_2	≤0.8	11.0～16.0	≤0.8	13.0～17.0			≥20	用于堆焊水轮机叶片等受气蚀破坏的零件、也适用于高锰钢工件的堆焊
13	SQD608	Ar + CO_2	2.5～4.5			3.0～5.0			≥55	用于农业及矿山机械等受磨料磨损的零件
14	SQD698	Ar + CO_2	≤3.0			4.0～5.0		W8.5～14.0	≥60	用于矿山机械和泥浆泵的堆焊
15	SZD55	无	0.86	1.23	0.5	6.0			≥50	用于挖土机铲齿、粉碎机辊、料斗等零件的堆焊

表 12.3-12　埋弧堆焊用药芯焊丝

序号	焊丝牌号	焊剂	堆焊金属化学成分（质量分数）/%								堆焊层硬度 HRC	用　途
			C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	其他		
1	HYD047	HJ107	≤1.7	1.5～3.0		4.0～7.0	1.5～3.0			Ni≤3.0	≥55	用于辊压机的挤压辊表面堆焊
2	HYD057	HJ260	0.2～0.5			4.0～6.0	0.5～1.5		≤1.0		44～46	用于热轧辊、开坯辊、支持辊的制造和修复
3	HYD117Mn	HJ431	≥0.1	1.2～1.6		Cr + Mo 1.5～2.5					≈30	用于HYD616Nb焊丝堆焊时的打底焊



续表 12.3-12

序号	焊丝牌号	焊剂	堆焊金属化学成分（质量分数）/%								堆焊层硬度 HRC	用途
			C	Mn	Si	Cr	Mo	W	V	其他		
4	HYD616Nb	HJ151	1.0~2.0	0.3~0.5		10~15				Si+Nb 5.5~7.0	≥55	用于特别严重磨料磨损和轻度冲击载荷工况下的水泥磨辊、发电厂磨煤机磨辊的堆焊
5	HYD707	HJ260	2~3	≈2	≈1					W40~50	≈60	碳化钨药芯焊丝，用于矿山设备、推土机零件的堆焊
6	SMD281	SJ107	≤1.1	12.0~18.0	≤2.0	12.0~18.0	≤4.0			Ni≤6.0	≥28	CrMn型阀门堆焊焊丝，适于堆焊工作温度低于510℃的中温高压阀门密封面
7	SMD331	HJ260	0.16	≤2.5	≤1.5	<1.5				≤2.0	≥33	用于堆焊挖土机部件、泥浆泵、齿轮、传动轴等
8	SMD451	SJ107	≤0.25			10.0~16.0				≤5.0	≥45	2Cr13型阀门堆焊焊丝，用于堆焊碳钢或低合金钢轴、过热蒸汽用阀件、螺旋输送机叶片等
9	SMD481	SJ107	0.25~0.55			2.0~3.5		7.0~10.0		≤3.0	≥48	3Cr2W8型热锻模堆焊焊丝
10	SMD501	SJ107或HJ260	≤0.5	1.0	≈0.50	10.0~16.0	≤2.0			≤3.0	≥50	高Cr型连铸辊堆焊焊丝
11	SMD503	SJ107或HJ260	≤0.6	1.2	≤3.0	≤8.0	1.0~3.0		≤1.0	≤3.0	≥50	用于型钢轧辊或其他热轧辊的修复
12	SMD551	SJ107	2.5~4.5			3.0~5.0	3.0~5.0			≤5.0	≥55	CrMo铸铁堆焊焊丝，用于磨粒磨损件修复，例如矿山机械等
13	SMD581	SJ107	2.5~5.0	≤2.0		22~32				≤8.0	58~63	高Cr铸铁型堆焊焊丝，用于受强烈磨损件的制造与修复，例如磨煤辊、水轮机叶片等
14	SMD582	SJ107	2.5~5.0		≤2.0	15~25	≤5.0			≤4.0	58~63	高Cr铸铁堆焊焊丝，用于受强烈磨粒磨损件，例如磨煤辊、水泥磨辊等的修复
15	SMD583	SJ107	≤4.0			4.0~6.0		8.0~14.0		≤3.0	58~63	CrW铸铁型焊丝，用于堆焊受磨粒磨损的矿山机械
16	SMD601	SJ107或HJ260	4.0~6.0			18.0~26.0	4.0~9.0		≤1.0	Nb 7.0~10.0 其他≤3.0	≥60	用于中、高温下强磨粒磨损工作部件的表面堆焊，例如高炉料钟、布料溜槽等



表 12.3-13　气焊和 TIG 焊用硬质合金堆焊焊丝

序号	牌号	焊丝化学成分（质量分数）/%									堆焊层硬度 HRC	用　途
		C	Mn	Si	Cr	Ni	W	Co	Fe	其他		
1	HS101	2.5~3.3	0.5~1.5	2.8~4.2	25~31	3~5					48~54	用于堆焊耐磨损、抗氧化或耐气蚀的部件，例如铲斗齿、泵套、排气叶片等
2	HS103	3.0~4.0	≤3.0	≤3.0	25~32			4~6		B0.5~1.0	58~64	用于要求抗强烈磨损的场合，例如牙轮钻头小轴、煤孔挖掘机、提升戽斗、破碎机辊等的堆焊
3	HS111	0.9~1.4	≤1.0	0.4~2.0	26~32		3.5~6.0	余量	≤2.0		40~45	堆焊高温高压阀门、热剪刀刃、热铸模等
4	HS112	1.2~1.7		0.4~2.0	26~32		7.0~9.5	余量	≤2.0		45~50	堆焊高温高压阀门、内燃机阀、热轧辊孔型等
5	HS113	2.5~3.3	≤1.0	0.4~2.0	27~33		15~19	余量			55~60	用于牙轮钻头轴承、粉碎机叶片等
6	HS113G	3.2~3.55		0.5~1.1	24~28		12~16	余量	≤2.5		≥54	堆焊螺旋送料器、高温热轧辊、油田钻头等
7	HS113Ni	1.5~2.0		0.9~1.3	24~27	21~24	11.5~13	余量	0.85~1.35		37~40	用于耐气蚀、耐腐蚀性要求较高的内燃机气门、排气阀的堆焊
8	HS114	2.4~3.0	≤1.0	≤2.0	27~33		11~14	余量	≤2.0		≥52	堆焊牙轮钻头轴承、粉碎机叶片、螺旋送料机等
9	HS115	0.15~0.35			25.5~29	1.75~3.25		余量	≤1.0	Mo5.0~6.0	≥27	加工硬化性好，堆焊阀门、水轮机叶片、铸模和挤压模等
10	HS116	0.7~1.2	≤0.5	≤1.0	30~34		12.5~15.5	余量			46~50	堆焊铜基合金和铝合金的热压模、热挤压模等
11	HS117	2.3~2.7	≤0.5	≤1.0	31~34	≤3.0	16~18	余量			≥53	用于泵的套筒和旋转密封环、磨损面板、轴承套筒等的堆焊
12	HSY710									WC~60	~61	将碳化钨颗粒填充在低碳钢管中的药芯焊丝，用于耐严重磨料磨损场合。例如挖掘机叶片、螺旋推进器叶片、压榨机等
13	HS121	0.5~1.0	≤0.1	3.5~5.5	12~18	余量			3.5~5.5	B2.5~4.5	58~62	镍基硬质合金，用于耐蚀泵阀、轴套、螺旋送料器等零件的修复及预保护

性，易于机械加工，价格低廉，并有较好的抗裂性能，焊前可不进行预热。其用途主要是堆焊常温下使用的承受冲击载荷和金属间磨损的零件，例如齿轮、轴类等，也可用于过渡层堆焊。

2）马氏体型堆焊金属及其焊接要点　按照铬含量的不同，分为低铬（铬含量（质量分数）≤12%）和高铬（铬含量（质量分数）>13%）两个档次；按照碳含量的不同，又可分为低碳、中碳和高碳三个级别。

当堆焊金属碳含量（质量分数）小于0.3%时，其组织为低碳马氏体，硬度在25~50HRC。它具有良好的抗裂性能，硬度适中，能承受中等冲击。应用范围比较广泛，可代替珠光体、贝氏体型堆焊金属，但其耐磨料磨损性能较差。

堆焊金属碳含量（质量分数）为0.3%~0.6%时，其组织为片状马氏体，也有的含少量低碳马氏体、珠光体和残余奥氏体，其硬度在38~55HRC。具有良好的耐磨性和中等抗冲击能力。

当堆焊金属碳含量>0.6%时，其组织为片状马氏体和残余奥氏体。如果碳含量和铬含量都较高，其残余奥氏体量增加，韧性有改善。该类堆焊金属的硬度高达60HRC左右，具有好的抗磨料磨损性能，但耐冲击能力较差。

低碳马氏体焊丝，焊前可不预热；中碳马氏体焊丝，要求预热250℃左右；高碳马氏体焊丝，则要求预热350℃以上。如果需要机械加工，则应先进行退火处理，加工后再进行淬火处理。

高铬马氏体焊丝的典型产品是 H1Cr13 和 H2Cr13。堆焊金属具有空淬特性，焊态下为马氏体组织，并有碳化物析出，硬度为 45～55HRC。它具有优良的耐骤热性，同时还具有很好的抗金属间磨损性和一定的抗腐蚀性能。选择合适的碳、铬含量比例，可以获得理想的抗磨料磨损性、抗金属间磨损性和抗冲击性之间的平衡。主要用于中温工作的耐磨、耐蚀零件的堆焊，例如轧辊、连铸辊类，阀门密封面和水轮机叶片耐气蚀层等。这类合金成分的裂纹敏感性高，焊接前一般预热 200～400℃，焊后应采用缓冷措施。当母材碳含量高时，为改善熔合区性能，最好先采用珠光体型焊丝堆焊 1 或 2 层过渡层，然后再堆焊耐磨层。

3）奥氏体型堆焊金属及其焊接要点

① 高锰型奥氏体堆焊金属　其碳含量（质量分数）为 0.7%～1.2%，锰含量约为 13%，还可以含有少量 Ni、Cr、Mo 等元素。焊态下其组织为奥氏体，硬度仅有 200HB 左右。奥氏体堆焊金属经受强烈冲击时，会转变成马氏体，使其表面层产生硬化，硬度提高到 450～500HB。但是，硬化层下面仍是韧性很高的奥氏体组织，它具有良好的抗冲击磨损性能。适于堆焊承受强烈冲击的磨粒磨损零件，例如挖掘机斗齿、破碎机颚板、铁路道岔等。但对于冲击作用很小的低应力磨料磨损零件，由于不能产生冲击加工硬化，故耐磨性不良。这类金属的耐蚀、耐热性都不好，不宜用于高温。但其低温韧性良好，－45℃也不发生脆化现象。

为了提高高锰钢堆焊金属的耐蚀、耐热性能，可再加入质量分数为 12%～16%的 Cr，这种低碳铬锰钢堆焊金属是奥氏体-铁素体双相组织，具有良好的抗裂性能，兼有抗冲击、抗腐蚀、耐高温等特点。可用于堆焊受气蚀磨损的零件，例如水轮机叶片等。也可用于堆焊要求耐磨性及韧性高的高锰钢零件，例如铁路道岔、螺旋输送机械等。

堆焊前均不预热，并常采用强迫母材加快冷却速度的工艺措施，例如采用跳焊法或把母材局部浸入水中施焊。为减小焊接应力，多层堆焊时可对焊缝金属进行锤击。

② 铬镍型奥氏体堆焊金属　这类堆焊金属以 18-8 型奥氏体为基础，再加入 Si、W、Mo、V 等元素进行强化，提高其耐磨性。它的组织是奥氏体加少量铁素体，具有良好的抗高温擦伤、抗氧化、耐腐蚀和抗热疲劳性能，主要用于中、高压阀门的密封面堆焊，也广泛用于化工、石油、原子能工业中的耐腐蚀、耐热零件的表面堆焊。锰含量（质量分数）为 5%～8%的铬镍锰奥氏体堆焊金属和含有相当高铁素体量的 Cr29-Ni9 型堆焊金属，还具有高韧性、较高的冷作硬化性、抗气蚀性及耐磨性。为了提高抗晶间腐蚀能力，碳含量应尽量低些。由于堆焊层硬度很低，堆焊金属的抗磨粒磨损性能不良。在多数情况下焊前不预热并在整个堆焊过程中严格限制层间温度。个别情况下，例如阀门堆焊时，需要预热 150℃，并限制层间温度不能过高，堆焊后一般不进行热处理，如果有要求，应按技术标准进行。

4）铸铁堆焊合金及其焊接要点　铸铁堆焊合金，包括马氏体铸铁堆焊合金和高铬铸铁堆焊合金两大类。

马氏体铸铁堆焊合金的碳含量为 2%～5%，还含有 W、Cr、Mo、Mn、Ni 等合金元素，其总量一般在质量分数 25%以下，它属于亚共晶铸铁类型，主要由马氏体、残余奥氏体和含有合金碳化物的莱氏体组成，平均硬度高达 50～60HRC。由于含有大量的高硬度合金碳化物和马氏体，这类合金具有很好的抗高应力和低应力磨粒磨损性能，并具有良好的抗压强度。另外，合金元素的加入也改善了耐热、耐蚀和抗氧化性能。但是，该合金比较脆，抗冲击性较差。当合金中锰、镍含量增加后，奥氏体增多，硬度下降，可承受中度冲击。常用于混凝土搅拌机、高速混砂机、犁铧等承受磨粒磨损零件的堆焊。

高铬铸铁堆焊合金含质量分数为 1.5%～6%的 C 和 15%～35%的 Cr，并适量加入其他元素，例如 Ni、Si、W、Mo、B、Co 等，其基体组织是残余奥氏和共晶莱氏体，并含有大量的柱状 Cr_7C_3。这类合金具有很高的抗低应力磨粒磨损性能，也具有优良的抗氧化性和耐气蚀性能。但是，这类合金的裂纹倾向很大，堆焊时往往难于避免。主要用于堆焊工作温度在 500℃以下的高炉料钟、矿石破碎机、混合器叶片等耐磨耐蚀件。

铸铁堆焊合金的裂纹倾向大，焊前必须进行预热（一般预热 300℃以上），焊后要缓冷。

5）钴基堆焊合金及其焊接要点　它是以钴为基本成分，再加入 Cr、W、C 等元素组成的合金，又称司太立合金（Stellite）。主要成分（质量分数%）是：C0.7%～3.5%，Cr24%～34%，W3%～19%，其余为 Co。其显微组织随碳含量和合金成分的变化而不同。碳含量低时，由呈树枝状晶的 Co-Cr-W 固溶体（奥氏体）初晶和固溶体与 Cr-W 复合碳化物的共晶体组成。随着碳含量的增加，奥氏体数量减少，共晶体增多。改变铬和钨的含量可改变堆焊合金的硬度和韧性。在各类堆焊合金中，钴基合金的综合性能最好，红硬性、抗磨粒磨损、抗腐蚀、抗冲击、抗热疲劳、抗氧化和抗金属间磨损性能都很好。因此，尽管其价格很高，仍广为应用。含碳、钨量较低的钴基合金，主要用于受冲击、高温、腐蚀、磨粒磨损的零件堆焊，例如高温高压阀门、热锻模等。碳、钨含量较高的钴基合金，硬度高、耐磨性好，但抗冲击性低，且不易加工。主要用于受冲击较小，但承受强烈的磨粒磨损、高温及腐蚀介质下工作的零件，例如牙轮钻轴承、螺旋送料机等。

堆焊方法宜采用稀释率低的气焊，钨极氩弧焊等。根据工件尺寸的不同，可预热 300～600℃，焊后应缓冷，如果有要求还应进行回火处理。钴基合金堆焊层一般焊态下使用，不能通过热处理强化。为减少开裂，必要时进行消除应力处理。

4.2 堆焊用焊带

使用焊带进行自动堆焊是一种效率很高的堆焊方法。它具有一系列优点，其熔敷速度快，最高可达丝极堆焊的 6 倍；熔深浅，母材的稀释率很低，一般堆焊 2 层即达到设计要求的堆焊层成分；焊道边缘整齐，搭接处不易产生未熔合、夹渣、咬边等缺陷；焊道宽而表面平滑。带极堆焊有两种方法，即带极埋弧堆焊和带极电渣堆焊。带极电渣堆焊时，第一层的稀释率更低，即使堆焊一层也能获得碳含量很低的堆焊金属。埋弧堆焊依靠电弧热熔化带极，而电渣堆焊是依靠熔渣的电阻热熔化带极。这两种热过程主要是由焊剂成分所决定。电渣堆焊用焊剂不能含有造气成分，否则将有碍于熔渣和带极的接触而发生电弧。其次是熔渣的导电率要高，这样可以得到稳定的焊接过程，并降低稀释率。耐蚀堆焊材料对稀释率的要求更严格，越低越有利，故应尽量采用电渣堆焊工艺。但是宽带极（75 mm，150 mm）电渣堆焊时，焊接线能量大，在堆焊层与母材交界区生成粗大的晶粒，增加了产生剥离裂纹的敏感性。故对于炼油用脱硫反应器等在高温、高压、氢介质中使用的压力容器，为防止氢脆化引起的剥离裂纹，第一层焊接时，建议采用 75 mm 宽的带极埋弧堆焊。

带极堆焊方法广泛用于化工、核电等压力容器的内表面耐蚀层堆焊，也用于轧辊、连铸辊和高炉料钟等产品的外表面耐磨层大面积堆焊。

4.2.1 焊带的成分和用途

1）耐蚀堆焊用焊带　耐蚀堆焊用焊带包括铬镍不锈钢焊带和镍基合金焊带两类，其焊带的主要成分和用途等汇总于表 12.3-14。

表 12.3-14　耐蚀堆焊用焊带一览表

序号	焊带牌号	焊带主要成分（质量分数）/%					主 要 用 途
		C	Cr	Ni	Mo	其他	
1	D00Cr20Ni10	≤0.025	19.5～20.5	9.5～10.5	—	—	堆焊核电容器内衬耐蚀层（第 2 层）
2	D00Cr20Ni10Nb	≤0.020	18.5～20.5	9.0～11.0	—	Nb 8×C%～1.0	堆焊核电容器内衬耐蚀层（第 2 层）
3	D00Cr18Ni12Mo2	≤0.020	17.0～19.5	11.0～14.0	2.0～3.0	—	堆焊化肥设备用压力容器耐腐蚀层（第 2 层）
4	D00Cr24Ni13	≤0.020	23～25	12～14	—	—	堆焊核电压力容器、加氢反应器和尿素塔等容器的内衬过渡层（第 1 层）
5	D00Cr24Ni13Nb	≤0.020	23～25	12～14	—	Nb 8×C%～1.0	堆焊核电压力容器的过渡层，热壁加氢反应器内壁单层堆焊用
6	D00Cr25Ni22 Mn4Mo2N	≤0.020	24～26	21～23	2～2.5	Mn 4～6 N 0.1～0.15	尿素塔内衬里耐腐蚀层堆焊用
7	镍基合金 DNiCr-3	≤0.10	18～22	≥67	—	Mn 2.5～3.5 Nb 2～3	在碳钢或低合金钢上堆焊茵康镍耐蚀层

2）耐磨堆焊用焊带　耐磨堆焊用焊带有实芯焊带和药芯焊带两种，堆焊层的化学成分及主要用途列于表 12.3-15。

表 12.3-15　耐磨堆焊用焊带一览表

序号	焊带牌号	堆焊层主要成分（质量分数）/%				硬度 HRC	主 要 用 途
		C	Cr	Mo	其他		
1	HYD117	≥0.1	1.5～2.5		Mn 1.2～1.6	30	作为耐磨料磨损层修复时的打底用
2	HYD616Nb	1～2	10～15		Si + Nb 5.5～7	≥55	耐严重磨料磨损和轻度冲击，配用 HJ151 可堆焊磨煤机碾辊等
3	BH-200/SH-10①	0.08	0.5	0.2	Si 0.57 Mn 1.61	HV190～220	采用低碳钢带（0.4 mm×50 mm），配合烧结焊剂，用于各种辊轮及打底层堆焊
4	BH-260/SH-10	0.08	0.8	0.3	Si 0.65 Mn 1.61	HV240～260	堆焊各种辊子、离心铸造模具等（烧结焊剂）
5	BH-360/SH-10	0.12	2.22	1.2	V 0.12	HV310～360	连铸机传送辊、台式送料轮等的堆焊（烧结焊剂）
6	BH-450/SH-10	0.16	5.45	0.95	V 0.13	HV430～480	堆焊各种辊轮及金属间磨损的部件（烧结焊剂）
7	0Cr14NiMo	0.08	14	1.0	Ni 1.5	～30	药芯焊带，堆焊连铸机辊、轧辊、送进辊及在 450℃工作的阀门等
8	15Cr14Ni3Mo	0.13	14.4	0.6	Ni 3.3	～39	
9	1Cr13Ni4Mo	0.08	13.5	1.2	Ni 3.6 Mn 1.2	～41	药芯焊带、堆焊活塞杆、液压缸、连铸辊等
10	4Cr17	0.38	16.5	1.1		48	堆焊热轧辊、冲头和芯棒等
11	BS-1/SH410②	0.28	13.6	1.1	Mn 1.07	HV420～460	堆焊 13Cr-1Mo 耐蚀耐磨用辊轮（烧结焊剂）
12	BS-6/SH410	0.05	13.05	1.0	Ni 6.02	HV380～410	堆焊 13Cr-6Ni－1Mo 耐蚀耐磨用辊轮（烧结焊剂）

① SH-10 为低碳钢带。
② SH410 为 Cr13 型钢带（日本住友金属牌号）。

4.2.2　焊带的尺寸和堆焊规范参数

实芯焊带为半冷轧状态，对焊带的表面质量和尺寸公差有较高的要求。国产焊带的厚度为 0.4～0.5 mm，宽度在 30～60 mm。日本各厂家的焊带，厚度是 0.4 mm，宽度有 25，37.5，50，75，150 mm，计 5 种。药芯焊带的厚度为 1～4 mm 不等，宽度在 10～45 mm 之间，不同厂家各具特色。随着焊带尺寸、焊剂类型和堆焊方法的不同，堆焊规范参数会有明显变化。现将日本神钢推荐的标准堆焊条件列于表 12.3-16～表 12.3-18，供参考用。瑞士奥利康公司药芯焊带的尺寸和堆焊参数列于表 12.3-19。

表 12.3-16　烧结焊剂埋弧堆焊的标准规范参数

焊带尺寸 /mm	电流 /A	电压 /V	焊速① /cm·min⁻¹
0.4×25	400	26	19（16）
0.4×37.5	600	26	19（16）
0.4×50	800	26	19（16）
0.4×75	1 200	26	19（16）
0.4×150	2 400	26	19

① 采用 Cr13 和 Cr17 焊带时焊速为 16 cm/min。



表 12.3-17 烧结焊剂电渣堆焊的标准规范参数

焊带尺寸 /mm	电流 /A	电压 /V	焊速 /cm·min^{-1}
0.4×25	400	25	14
0.4×37.5	600	25	14
0.4×50	800	25	14
0.4×75	1 200	25	14
0.4×150	2 400	25	14

表 12.3-18 熔炼焊剂电渣堆焊的标准规范参数

焊带尺寸 /mm	电流 /A	电压 /V	焊速 /cm·min^{-1}
0.4×25	400	28	13
0.4×37.5	600	28	13
0.4×50	800	28	13
0.4×75	1 200	28	13
0.4×150	2 400	28	13

表 12.3-19 药芯焊带埋弧堆焊规范参数

焊带尺寸 /mm	焊接电流 /A	电弧电压 /V
10×1、12×1	400～650	22～25
14×1、16×1	450～750	24～26
18×1、20×1	500～1 000	25～27

4.2.3 带极堆焊施工要点

1）焊剂的选用　熔炼型焊剂主要用于耐蚀钢带极堆焊，产品有 HJ107，HJ107Nb 和 HJ151。HJ107Nb 可解决 Nb 元素的烧损，与含 Nb 系钢带相配套更合适，也适于不含 Nb 系列的钢带。烧结型或黏结型焊剂既适于耐蚀钢带极堆焊（包括埋弧堆焊和电渣堆焊），也适于耐磨钢带极堆焊。特别是焊带成分不变而依靠焊剂调整堆焊层成分的场合，必须采用专用的配套烧结焊剂。当堆焊层成分依靠焊带合金化时，宜采用通用型烧结焊剂。例如 SJ203 可配合 H1Cr13 焊带用于堆焊连铸辊等；SJ303 可配合 H00Cr21Ni10、H00Cr25Ni12 等焊带，用于堆焊耐蚀不锈钢；SJ524 和 SJ606 用于超低碳不锈钢带极埋弧堆焊；SJ602 则用于不锈钢带极电渣堆焊。镍基合金带极堆焊用烧结焊剂有 SMJ-11 和 SDJ-22，分别用于带极埋弧堆焊和带极电渣堆焊。另外，焊剂堆高，对稀释率和电弧的产生有明显影响，在带极电渣堆焊时，如果采用烧结型焊剂，其堆高应在 15～30 mm；如果采用熔炼型焊剂，其堆高宜控制在 15～25 mm。焊带增宽时，焊剂堆高也应增加。

2）利用电磁控制　当堆焊焊道的搭接部分产生咬边时，可对流经起弧处或熔池中的焊接电流施加强磁场，使磁场在电弧或熔池中从焊带的内侧向外侧运动，达到有效的磁控，防止产生咬边并改善焊道形状。

3）焊接操作要点

① 每层的标准堆焊厚度为 4～5 mm，超过 5 mm 将引起焊瘤，焊道搭接部位易产生夹渣等。

② 堆焊时以水平至 1°的倾斜角为宜。倾斜下坡焊时稀释率下降，有利于实现浅熔深堆焊；倾斜上坡焊时稀释率增大，熔渣池变浅，易引起电弧，对实现电渣过程极为不利。因此，耐蚀层堆焊推荐采用下坡焊。

③ 为防止在热影响区产生裂纹，焊接低合金耐热钢及 Cr13 型不锈钢时，要进行预热。但预热温度越高，对稀释率影响越大。故在不产生裂纹的前提下，尽量降低预热温度。堆焊 Cr13 型不锈钢时，预热 100～150℃，并进行 600～700℃的后热处理。

编写：尹士科（钢铁研究总院）
王移山（钢铁研究总院）



第4章　焊　　剂

1　焊剂的分类和牌号编制

1.1　焊剂的分类

焊剂是埋弧焊和电渣焊不可缺少的焊接材料。焊剂起着对金属保护作用、冶金处理作用和改善工艺性能的作用。

焊剂的分类方法很多，例如按制造方法分类；按焊剂的化学成分分类；按焊剂的酸碱性以及按焊剂的颗粒结构来分类等。

1.1.1　按制造方法分类

按制造方法的不同，可以把焊剂分成两大类，即熔炼焊剂和非熔炼焊剂。

非熔炼焊剂又分成黏结焊剂和烧结焊剂。黏结焊剂也称为陶瓷焊剂，其制造方法是将各种粉料按配方规定的比例混拌在一起，然后加水玻璃制成湿料，再把湿料制成一定尺寸的颗粒料，经烘干以后即可使用。烘干温度在400～500℃。烧结焊剂与黏结焊剂的制造方法相似，主要差别是前者的烘干温度较高（称之为烧结），通常在700～900℃，烧结之后再粉碎成一定尺寸的颗粒即可使用。在日本，把黏结焊剂叫做低温烧结焊剂，而把700～900℃烧结的焊剂叫做高温烧结焊剂。

在熔炼焊剂中，根据颗粒结构的不同，又分成玻璃状焊剂、玉石状焊剂和浮石状焊剂。玻璃状焊剂和玉石状焊剂的结构都比较致密，其松装比为1.1～1.8 g/cm^3。浮石状焊剂的结构比较疏松，松装比为0.7～1.0 g/cm^3。

与熔炼焊剂相比较，烧结焊剂熔点较高，松装比较小，故这类焊剂适合于大线能量焊接；另外，还可以通过烧结焊剂向焊缝过渡合金元素，所以焊接特殊钢时，宜选用烧结焊剂。

根据不同的使用要求，还可以把熔炼焊剂和烧结焊剂混合起来使用，称之为混合焊剂。

1.1.2　按焊剂的化学成分分类

按照焊剂的化学成分进行分类是一种常用的分类方法。按 SiO_2 含量可分为高硅焊剂、低硅焊剂和无硅焊剂；按MnO含量可分为高锰焊剂、中锰焊剂、低锰焊剂和无锰焊剂；也有的按 SiO_2 和MnO含量或 SiO_2、MnO和 CaF_2 含量进行组合分类。国际焊接学会以及西欧国家都按照焊剂的主要成分特性进行分类，我国的烧结焊剂也采用这种分类方法。

（1）按照焊剂的主要成分特性分类

表12.4-1列出了国际焊接学会推荐的焊剂分类方法，各类型的特征说明如下。

表12.4-1　按主要成分特性对焊剂分类

焊剂代号	焊剂类型	主要成分（质量分数）
MS	锰-硅型	$MnO + SiO_2 > 50\%$
CS	钙-硅型	$CaO + MgO + SiO_2 > 60\%$
AR	铝-钛型	$Al_2O_3 + TiO_2 > 45\%$
AB	铝-碱型	$Al_2O_3 + CaO + MgO > 45\%$，（$Al_2O_3 \approx 20\%$）
FB	氟-碱型	$CaO + MgO + MnO + CaF_2 > 50\%$，$SiO_2 \leqslant 20\%$，$CaF_2 \geqslant 15\%$
ST	特殊型	不规定

1）锰-硅型焊剂　主要由MnO和 SiO_2 组成，此焊剂与锰含量少的焊丝配合，可以向焊缝过渡适量的锰与硅。

2）钙-硅型焊剂　由于焊剂中含有较多的 SiO_2，即使采用硅含量低的焊丝，仍可得到硅含量较高的焊缝金属，该焊剂适于大电流焊接。

3）铝-钛型焊剂　该类型焊剂适于多丝焊接和高速焊接。

4）铝-碱型焊剂　该焊剂的性能介于铝-钛型和氟-碱型焊剂之间。

5）氟-碱型焊剂　其特点是 SiO_2 含量低，减少了硅的过渡，故可得到冲击韧性高的焊缝金属。

（2）按 SiO_2 含量分类

1）高硅焊剂　焊剂中 SiO_2 含量（质量分数）> 35%，MnO含量（质量分数）为15%～50%，其代表性的牌号是HJ430，HJ431等。这类焊剂在焊接碳钢方面占有重要地位；在焊接合金钢方面仅用于对冷脆性无特殊要求的结构。原因是焊缝中S、P及夹杂物的含量较高，焊缝金属的脆性转变温度为-20～-30℃。这类焊剂具有两种颗粒结构，一种是玻璃状的，它具有良好的抗结晶裂纹能力；另一种是浮石状的，它具有高的抗气孔能力，并适于高速焊接。

高硅焊剂具有良好的焊接工艺性能，适于用交流电源，电弧稳定、脱渣容易，焊缝成形美观，对铁锈的敏感性小，焊缝的扩散氢含量低。

2）低硅焊剂　这类焊剂中 SiO_2 含量为6%～35%，主要用于焊接低合金钢和高强度钢。与高硅焊剂相比较，焊缝金属的低温韧性有一定提高。焊接过程中合金元素烧损较少，与适当的焊丝相配合可以达到所要求的焊缝强度。这类焊剂也具有良好的脱渣性。但是，焊缝成形及抗气孔、抗结晶裂纹能力不如高硅焊剂好。为了消除由氢引起的焊接裂纹，通常在高温下焙烘焊剂，在某些情况下甚至采用干法粒化焊剂。为了保证良好的焊接工艺性能，施焊时宜采用直流反接。

3）低硅氧化性焊剂　这类焊剂是焊接低合金高强度钢的新型焊剂，其特点是焊剂成分中含有较多的氧化亚铁。与普通的低硅焊剂相比较，液态熔渣对焊接熔池有较强的氧化性，焊缝中的扩散氢含量低，提高了焊缝金属抗气孔及抗冷裂纹的能力。另外，焊缝中非金属夹杂物及有害杂质的含量低，因此焊缝金属的塑性和冲击韧性较高。但是采用这类焊剂施焊时，合金元素烧损较多，焊缝强度会有所下降，故应选用合金元素含量较高的焊丝。焊剂的焊接工艺性能与低硅焊剂相接近，焊接时亦应采用直流反接。

4）无硅焊剂　这种焊剂中 SiO_2 含量很少（≤5%），焊接时合金元素几乎不被氧化，焊缝中氧的含量低，配合不同成分的焊丝焊接高强度钢时，可以得到强度高、塑性好、低温下具有良好冲击韧性的焊缝金属。这种焊剂的缺点是焊接工艺性能不太好，焊缝中扩散氢含量高，抗冷裂纹能力较差。为了降低焊缝中氢含量，必须在高温下长时间焙烘焊剂。为了改善焊接工艺性能，可在焊剂中加入钛、锰或硅的氧化物。但是，随着这些氧化物的加入，焊剂的氧化性也提高了。采用这类焊剂必须使用直流电源，主要用于焊接不锈钢等高合金钢。

（3）按MnO含量分类

按照焊剂中MnO含量（质量分数）的多少，可以把焊剂分为无MnO型（MnO < 2%）、低MnO型（MnO 2%～15%），中MnO型（MnO 15%～30%）和高MnO型（MnO >

30%）。

低 MnO 型焊剂中有一部分用于大电流双面单层焊接，现已被烧结型焊剂所取代。另一部分属于高碱性焊剂，焊缝金属的韧性好，是专门用于焊接低温钢和原子反应堆用钢的焊剂。中 MnO 型焊剂，有的含有质量分数为 10% ~ 20% 的 TiO_2，焊接工艺性能好，主要用于薄板高速焊接和角焊缝的焊接等；也有的焊剂具有良好的焊接工艺性能及焊缝力学性能，可焊接低碳钢及 590 MPa 级的高强度钢，适于对接、角接及横向焊接等。高 MnO 型玻璃状焊剂和浮石状焊剂的工艺性能都很好，适于高速焊接及角缝焊接等。

根据我国的资源情况，高 MnO 型焊剂应予限制。另外，因锰矿中含磷较高，高 MnO 型焊剂易引起焊缝增磷，降低焊缝金属抗低温脆性破坏的能力。

（4）按 MnO、SiO_2 和 CaF_2 含量组合分类

我国的熔炼焊剂是按照焊剂中 MnO、SiO_2 和 CaF_2 的含量组合进行分类的。将这三个成分组合之后，可以粗略地比较焊剂的酸碱度，大致分析出焊剂的主要特征。例如：高锰高硅低氟焊剂，属于酸性焊剂，焊接工艺性能良好，适于交直流电源，主要用于焊接低碳钢及对韧性要求不高的低合金钢等，焊缝韧性特别是低温韧性较低，不适于焊接重要结构。无锰低硅高氟焊剂，则属碱性焊剂，焊接工艺性能较差，只适于直流电源，焊缝韧性高，焊剂氧化性小，可焊接不锈钢等高合金钢。中锰中硅中氟焊剂多属中性焊剂，焊接工艺性能和焊缝韧性均可，多用于焊接低合金钢结构。

1.1.3　按熔渣的碱度分类

碱度是焊剂-熔渣最重要的冶金特征，它对焊剂的水解作用和熔渣-金属相界面上的冶金反应都有很大影响。随着焊剂碱度的变化，其焊接工艺性能和焊缝金属的韧性都将发生很大变化。通常酸性焊剂具有良好的焊接工艺性能，焊缝成形美观，但冲击韧性较低；相反，碱性焊剂可以得到高的焊缝冲击韧性，但焊接工艺性能较差。

有关焊剂碱度的表达式是不统一的，还有些分歧，例如 CaF_2 在碱度公式中如何处理；再如 TiO_2 和 Al_2O_3 是两性氧化物，在酸性渣中，它们表现出碱性氧化物的性质；而在碱性渣中，它们又表现出酸性氧化物的性质。

目前，碱度（B）计算应用较广的是国际焊接学会推荐的公式，即

$$B = w[CaO + MgO + BaO + SrO + Na_2O + K_2O + CaF_2 + 0.5(MnO + FeO)] / w[SiO_2 + 0.5(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)]$$

式中各氧化物及氟化物的含量均按质量百分数计算。根据计算结果作如下分类：$B < 1.0$ 为酸性焊剂；$B \approx 1.0$ 为中性焊剂；$B > 1.0$ 为碱性焊剂。

1.1.4　按化学活度系数分类

焊剂的化学活度反映焊剂所有成分的综合氧化性能。焊剂活度系数表达式为 $A_\phi = w[(SiO_2) + 0.5(TiO_2) + 0.4(Al_2O_3 + ZrO_2) + 0.4B^2(MnO)]/100B$。式中括号内为各成分的质量分数，$B$ 为焊剂碱度。根据这个活度系数就可判断埋弧焊接时硅、锰氧化物参与冶金反应的程度，预知元素向焊缝中过渡的情况以及对焊缝力学性能的影响。当 $A_\phi \geq 0.6$ 时，属高活度焊剂；$A_\phi = 0.3 \sim 0.6$ 为活度焊剂；$A_\phi = 0.1 \sim 0.3$ 为低活度焊剂；$A_\phi \leq 0.1$ 为惰性焊剂。

1.2　焊剂牌号编制

我国埋弧焊和电渣焊用焊剂主要分为熔炼焊剂和烧结焊剂两大类，其牌号编制分述如下。

1.2.1　熔炼焊剂

牌号前加“HJ”表示埋弧焊及电渣焊用熔炼焊剂。

牌号第一位数字表示焊剂中氧化锰的含量，其范围按表 12.4-2 规定编排。

表 12.4-2　焊剂牌号中第一位数字的含意

牌号	焊剂类型	氧化锰含量（质量分数）/%
HJ1 × ×	无锰	MnO < 2
HJ2 × ×	低锰	MnO 2 ~ 15
HJ3 × ×	中锰	MnO 15 ~ 30
HJ4 × ×	高锰	MnO > 30

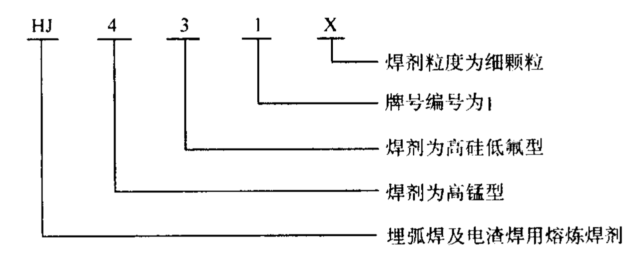
牌号第二位数字表示焊剂中二氧化硅、氟化钙的含量，其范围按表 12.4-3 规定编排。

表 12.4-3　焊剂牌号中第二位数字的含意

牌号	焊剂类型	二氧化硅及氟化钙含量（质量分数）/%
HJ × 1 ×	低硅低氟	SiO_2 < 10　CaF_2 < 10
HJ × 2 ×	中硅低氟	SiO_2 10 ~ 30　CaF_2 < 10
HJ × 3 ×	高硅低氟	SiO_2 > 30　CaF_2 < 10
HJ × 4 ×	低硅中氟	SiO_2 < 10　CaF_2 10 ~ 30
HJ × 5 ×	中硅中氟	SiO_2 10 ~ 30　CaF_2 10 ~ 30
HJ × 6 ×	高硅中氟	SiO_2 > 30　CaF_2 10 ~ 30
HJ × 7 ×	低硅高氟	SiO_2 < 10　CaF_2 > 30
HJ × 8 ×	中硅高氟	SiO_2 10 ~ 30　CaF_2 > 30
HJ × 9 ×	其　他	

牌号第三位数字表示同一类型焊剂的不同牌号，按 0、1、2、…9 顺序排列。对同一牌号焊剂有两种颗粒度时，在细颗粒焊剂牌号后面加“X”字。

举例：



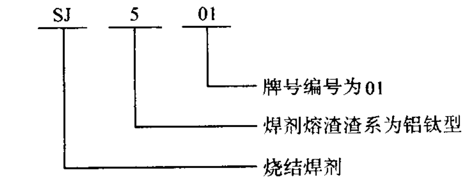
1.2.2　烧结焊剂

牌号前加“SJ”表示烧结焊剂。牌号第一位数字表示焊剂熔渣的渣系，其系列按表 12.4-4 规定编排。牌号第二位、第三位数字表示同一渣系类型焊剂中的不同牌号，按 01、02、…09 顺序编排。

表 12.4-4　烧结焊剂渣系编号含意

焊剂牌号	熔渣渣系类型	主要组成（质量分数）范围
SJ1 × ×	氟碱型	$CaF_2 \geq 15\%$，$CaO + MgO + MnO + CaF_2 \geq 50\%$，$SiO_2 \leq 20\%$
SJ2 × ×	高铝型	$Al_2O_3 \geq 20\%$，$Al_2O_3 + CaO + MgO > 45\%$
SJ3 × ×	硅钙型	$CaO + MgO + SiO_2 \geq 60\%$
SJ4 × ×	硅锰型	$MnO + SiO_2 \geq 50\%$
SJ5 × ×	铝钛型	$Al_2O_3 + TiO_2 \geq 45\%$
SJ6 × ×	其他型	

举例：



2 焊剂的成分和特性

熔炼焊剂的成分及主要用途列于表12.4-5；

烧结焊剂的成分及主要用途列于表12.4-6。

表12.4-5 熔炼焊剂一览表

焊剂牌号	焊剂化学成分（质量分数）/%							主要用途	配用焊丝
	SiO_2	CaF_2	CaO	MgO	Al_2O_3	MnO	其他		
HJ130	35~40	4~7	10~18	14~19	12~16	—	TiO_2 7~11	焊接低碳钢、低合金钢（例如16Mn等）	H10Mn2等
HJ131	34~38	2~5	48~55	—	6~9	—	—	Ni基合金（薄板）用	Ni基焊丝
HJ150	21~23	25~33	3~7	9~13	28~32	—	—	轧辊堆焊用	H2Cr13、H3Cr2W8
HJ151	24~30	18~24	≤6	13~20	22~30	—	—	奥氏体不锈钢焊接或堆焊（含带极）	H0Cr20Ni10Ti、H00Cr24Ni13Nb等相应不锈钢焊丝
HJ107	26~30	20~26	≤4	13~17	24~30	—	Cr_2O_3 ≤4.5 Na_3AlF_6≤3	奥氏体不锈钢焊接或堆焊（含带极）	H0Cr16Mn16、H00Cr21Ni10等相应不锈钢丝
HJ172	3~6	45~55	2~5	—	28~35	1~2	ZrO_2 2~4 NaF 2~3	奥氏体不锈钢焊接或堆焊（含高锰钢）	相应成分焊丝
HJ152	$Al_2O_3+CaF_2$：30~60 $CaO+SiO_2+K_2O$：20~50						10	高铬铸铁磨辊堆焊	高碳高铬管状焊丝
HJ230	40~46	7~11	8~14	10~14	10~17	5~10	—	焊接低碳钢、低合金钢（例如16Mn等）	H08MnA、H10Mn2等
HJ250	18~22	23~30	4~8	12~16	18~23	5~8	—	焊接15MnV、14MnMoV、18MnMoNb等用	H08MnMoA、H08Mn2MoA、H08Mn2MoVA
HJ251	18~22	23~30	3~6	14~17	18~23	7~10	—	珠光体耐热钢用	CrMo钢焊丝
HJ252	18~22	18~24	2~7	17~23	22~28	2~5	—	15MnV、14MnMoV、18MnMoNb等焊接用	H06Mn2NiMoA、H10Mn2等
HJ211	$SiO_2+TiO_2+Al_2O_3$：51~58 $CaO+MgO+BaO$：24~28						—	海洋平台、船舶、压力容器等焊接用	H10Mn2A
HJ253	20~24	24~30	—	13~17	12~16	6~10	TiO_2 2~4	低合金高强度钢（薄板）用	相应焊丝
HJ260	29~34	20~25	4~7	15~18	19~24	2~4	—	不锈钢焊接和轧辊堆焊用	不锈钢焊丝，例如H0Cr21Ni10等
HJ330	44~48	3~6	≤3	16~20	≤4	22~26	—	重要的低碳钢、低合金钢结构用	H08MnA、H10MnSi、H10Mn2等
HJ350	30~35	14~20	10~18	—	13~18	14~19	—	焊接16Mn、15MnV等低合金钢重要结构	MnMo、MnSi及含Ni高强钢焊丝
HJ351	30~35	14~20	10~18	—	13~18	14~19	TiO_2 2~4	MnMo、MnSi及含Ni低合金钢用	相应焊丝
HJ360	33~37	10~19	4~7	5~9	11~15	20~26	—	电渣焊用焊剂	H10MnSi、H08Mn2MoVA、H10Mn2等
HJ380	$SiO_2+Al_2O_3\approx40$，$CaF_2<20$，$MnO+MgO+CaO\approx30$							15MnNi及其他Mn-Ni系列钢用	H10MnNiA等
HJ430	38~45	5~9	≤6	—	≤5	38~47	—	重要低碳钢、低合金钢结构用	H08A、H10MnSi、H08MnA
HJ431	40~44	3~7	≤8	5~8	≤6	32~38	—	埋弧焊和电渣焊用，焊接低碳钢、低合金钢重要结构	H08A、H08MnA、H10MnSi
HJ433	42~45	2~4	≤4	—	≤3	44~47	—	适于低碳钢高速焊接，用于各类管道	H08A等
HJ434	40~50	4~8	3~9	≤5	≤6	35~40	TiO_2 1~8	低碳钢及某些低合金钢用，抗锈能力较强	H08A、H08MnA、H08MnSi等



表 12.4-6 烧结焊剂一览表

焊剂牌号	焊剂类型	焊剂化学成分（质量分数）/%	配用焊丝及熔敷金属力学性能					主要用途
			焊丝牌号	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J	
SJ101	氟碱型	SiO_2+TiO_2 20~30 $CaO+MgO$ 25~35 Al_2O_3+MnO 15~30 CaF_2 15~25	H08MnA H08MnMoA H08Mn2MoA	415~550	330	22	27（-40℃）	工艺性能好，冲击韧性较高，可焊多种低合金钢结构，例如锅炉压力容器、管道等，可用于多丝埋弧焊
SJ103 SJ104	高碱度	S≤0.03 P≤0.03	H08Cr2Mo1A	520	310	19	—	电弧稳定、脱渣容易、焊缝不增 Si、不增 P、扩散氢低，用于 2.25Cr-1Mo 热壁加氢反应器的制造
SJ105	氟碱型（$B\approx2.2$）	SiO_2+TiO_2 18~22 $CaO+MgO$ 33~37 Al_2O_3 10~20 CaF_2 25~30	WM-210 药芯焊丝	—	—	—	堆焊层硬度≥45HRC	焊接工艺性好、焊剂抗潮性良，焊缝金属有良好的抗裂性，配合 WM-210 专用药芯焊丝用于轧辊表面堆焊
SJ107	氟碱型	SiO_2+TiO_2 10~15 $CaO+MgO$ 35~45 Al_2O_3+MgO 15~25 CaF_2 20~30	H10Mn2① H08MnA H08MnMoA H08Mn2MoA	480~650	380	22	27（-40℃）	工艺性好，有较高的低温冲击韧性，可用于多种低合金钢结构的焊接，例如船体、压力容器。可多道焊、双面单道焊、多丝焊等
SJ201	铝碱型	$SiO_2+TiO_2\approx16$ $CaO+MgO\approx4$ $Al_2O_3+MnO\approx40$ $CaF_2\approx30$	H10Mn2① H08MnA H08MnMoA H08Mn2MoA	480~650	380	22	27（-40℃）	焊缝金属具有较高的低温冲击韧性，可焊接多种低合金钢结构，特别适于厚板窄坡口、窄间隙等结构
SJ202	高铝型	$Al_2O_3+CaO+MgO>45$ $SiO_2<15$	H3Cr2W8 H3Cr2W8V H30CrMnSi	—	—	—	堆焊层硬度 50~62HRC	堆焊金属具有较高的耐冷热疲劳、抗高温氧化和耐磨性，用于工作温度低于600℃的各种耐磨、耐冲击工作面的堆焊，例如高炉料钟、轧辊等
SJ203	高铝型（$B\approx1.3$）	$SiO_2+TiO_2\approx25$ $CaO+MgO\approx30$ $Al_2O_3+MnO\approx30$ $CaF_2\approx10$ 其他≈5	H1Cr13	—	—	—	堆焊层硬度≈32HRC	工艺性良好，配合相应焊带进行堆焊，堆焊层具有较好的综合性能，可堆焊连铸辊等耐磨产品
SJ301	硅钙型	SiO_2+TiO_2 35~45 $CaO+MgO$ 20~30 Al_2O_3+MgO 20~30 CaF_2 5~15	H08MnA① H08MnMoA H10Mn2	410~550	330	22	27（-20℃）	工艺性能好，配合适当焊丝可焊接普通结构钢、锅炉用钢、管线用钢，可用于多丝快速焊、双面单道焊，用于焊接大、小直径的管线
SJ302	硅钙型（$B\approx1.0$）	SiO_2+TiO_2 20~25 $CaO+MgO$ 20~25 Al_2O_3+MnO 30~40 CaF_2 8~10	H08A① H08MnA H08MnMoA	410~490	330	22	34（-20℃）	工艺性能好，适用于环缝和角焊缝的焊接，可用于高速焊，抗气孔性好，可焊普通结构钢、锅炉用钢、管道用钢等
SJ303	硅钙型（$B\approx1.0$）	$SiO_2+TiO_2\approx40$ $MgO+CaO\approx30$ $MnO+Al_2O_3\approx20$ $CaF_2\approx10$	H00Cr25Ni12 H00Cr21Ni10 （焊带）	—	—	—	—	硅钙型带极埋弧堆焊用焊剂，工艺性好，铬烧损少［ΔCr≤1.2%（质量分数）］，增碳极少［ΔC<0.008%（质量分数）］，特别适于堆焊超低碳不锈钢
SJ401	硅锰型	SiO_2+TiO_2 ~45 $CaO+MgO$ ~10 Al_2O_3+MnO ~40	H08A① H08MnA	410~550	330	22	27（0℃）	硅锰型酸性焊剂，工艺性好，有较高的抗气孔性能，可用于焊接低碳钢及某些低合金钢结构
SJ403	硅锰型	SiO_2+TiO_2 35~45 $CaO+MgO$ 10~20 Al_2O_3+MnO 20~35	YD137 H08A①	410~550	330	22	27（0℃）	耐磨堆焊专用焊剂，工艺性好，具有较强的抗锈性能，对锈、氧化皮不敏感，配合 YD137 焊丝可修复推土机引导轮、支重轮，≥35HRC；配合 H08A 焊丝可焊接普通结构钢和某些低合金钢

续表 12.4-6

焊剂牌号	焊剂类型	焊剂化学成分（质量分数）/%	配用焊丝及熔敷金属力学性能					主 要 用 途
			焊丝牌号	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}$/MPa	δ/%	A_{KV}/J	
SJ501	铝钛型	SiO_2+TiO_2 25～35 Al_2O_3+MnO 50～60 CaF_2 3～10	H08A① H08MnA	410～550	330	22	27（0℃）	焊接工艺好，有较强的抗气孔能力，对少量锈、氧化皮不敏感，用于焊接低碳钢及某些低合金钢结构，例如锅炉、船舶、压力容器等，宜用于双面单道焊、多丝快速焊
SJ502 SJ504	铝钛型	$MnO+Al_2O_3$～30 TiO_2+SiO_2～45 $MgO+CaO$～10 CaF_2～5	H08A①	480～650	400	22	27（0℃）	配合 H08A 可焊接重要的低碳钢及某些低合金钢结构，例如锅炉、压力容器等，可适于高速焊接
SJ503	铝钛型	$MnO+Al_2O_3$ 50～55 TiO_2+SiO_2 20～25 CaF_2 5～15	H08MnA① H08A	480～650	380	22	27（-30℃）	工艺性好，焊缝金属具有良好的低温韧性，用于普通低碳钢的中等厚度结构，可用于多道焊，单丝、双丝焊
SJ522	弱碱性	—	H08A	—	—	—	堆焊层硬度 30～45HRC	中性偏碱低温烧结焊剂，工艺性能优良，可自动脱渣，有良好的抗热裂性，有增碳和渗合金能力，容易获得碳化物弥散分布的堆焊层，用于助卷辊堆焊或高炉料钟堆焊
			3Cr2W8V				堆焊层硬度 50～62HRC	
SJ524	—	—	H00Cr20Ni10 等（焊带）	—	—	—	—	用于超低碳不锈钢带极埋弧堆焊的黏结型焊剂，工艺性优良，堆焊金属具有优良的抗晶间腐蚀性能和抗脆化性能；可用于石化容器、反应堆压力壳等内壁要求耐腐蚀的衬里带极堆焊
SJ570	高碱度	—	无氧铜焊丝	—	—	—	—	碱度高、密度小、熔点低，适于大线能量的铜板埋弧自动焊，例如加速器腔体焊接
SJ601	碱性（B 约 1.8）	SiO_2+TiO_2 5～10 $MgO+CaO$ 6～10 $MnO+Al_2O_3$ 30～40 CaF_2 40～50	H0Cr21Ni10① H00Cr21Ni10 H00Cr19Ni12Mo2	≥500	320	35	75（20℃）	是一种焊接不锈钢、耐热钢专用碱性烧结焊剂，不增碳，用于低碳、超低碳不锈钢及高合金耐热钢的重要结构
SJ602	碱性	$SiO_2+TiO_2\approx10$ $MgO+CaO+CaF_2\approx55$ $MnO+Al_2O_3\approx30$	H00Cr24Ni12 H00Cr20Ni10Nb H00Cr19Ni12Mo2 （焊带）	—	—	—	—	带极电渣堆焊用焊剂，电渣过程稳定，快速脱渣，不增碳，烧铬少。用于核容器、加氢反应器等耐腐蚀不锈钢的堆焊，也可用于丝极堆焊
SJ605	高碱度（B 约 3.5）	$SiO_2+TiO_2\approx10$ $MgO+CaO\approx35$ $MnO+Al_2O_3\approx20$ $CaF_2\approx30$	H10MnNiMoA① H10MnNiA	550～690	460	20	27（-20℃）	电弧稳定，脱渣容易，有较好的低温韧性，可应用在核二级 15MnNi 钢、核电 A5083、S271 钢厚壁容器和压力容器制造上
SJ606	碱性（B 约 1.1）	$MnO+SiO_2$ 20～30 $MgO+CaF_2+CaO$ 30～40 $Al_2O_3+Fe_2O_3$ 25～35 其他合金约 10	309L（焊带） 308L（焊带）	—	—	—	—	超低碳不锈钢带极埋弧堆焊用焊剂，工艺性好，堆焊金属具有优良的抗晶间腐蚀性能和抗脆化性能。用于石油化工容器、核电机组高压加热器 20MnMo 管板锻件上堆焊等
SJ607	碱性	$Al_2O_3+MgO+MnO+SiO_2\approx80$ $CaF_2\approx10$，其他≈10	相应的药芯焊带	—	—	—	HRC≥65	工艺性良好，配合药芯焊带可堆焊各种水泥破碎辊等耐磨产品，最高堆焊硬度≥65HRC
SJ608 SJ608A	碱性	$SiO_2+TiO_2\leqslant20$ $CaO+MgO$ 6～10 $MnO+Al_2O_3$ 30～40 CaF_2 40～50	H0Cr21Ni10 H0Cr21Ni10Ti H00Cr21Ni10	—	—	—	—	焊接不锈钢的专用焊剂，工艺性好，焊接接头具有良好的抗晶间腐蚀性能和低温冲击韧性，用于焊接奥氏不锈钢及相应级别的低温船用结构钢
SJ701	钛碱型（B 约 1.3）	SiO_2+TiO_2 50～60 $MgO+CaO$ 25～35 $MnO+Al_2O_3$ 5～15 CaF_2 5～15	H0Cr21Ni10Ti H0Cr21Ni10	—	—	—	—	工艺性能良好，有较强的抗气孔能力和合金化能力，适用于 H1Cr19Ni9Ti 等含 Ti 不锈钢的焊接

注：表中力学性能的单个值均为最小值。

① 熔敷金属力学性能对应的配套焊丝。



3 焊剂的选择和使用

3.1 焊剂选择原则

1）焊接低碳钢时，一般选择高硅高锰型焊剂。若采用含 Mn 的焊丝，则应选择中锰、低锰或无锰型焊剂。

2）焊接低合金高强度钢时，可选择中锰中硅或低锰中硅等中性或弱碱性焊剂。为得到更高的韧性，可选用碱度高的熔炼型或烧结型焊剂，尤以烧结型为宜。

3）焊接低温钢时，宜选择碱度较高的焊剂，以获得良好的低温韧性。若采用特制的烧结焊剂，它向焊缝中过渡 Ti，B 元素，可获得更优良的韧性。

4）耐热钢焊丝的合金含量较高时，宜选择扩散氢量低的焊剂，以防止产生焊接裂纹。

5）焊接奥氏体等高合金钢时，应选择碱度较高的焊剂，以降低合金元素的烧损，故熔炼型焊剂以无锰中硅高氟型为宜。

6）电渣焊用的焊剂有两类，一类是初期建立渣池用的焊剂，要求有良好的导电性能，多采用 HJ170。另一类是正常焊接过程中使用的焊剂，主要采用 HJ252 和 HJ360。HJ252 的碱度稍高，除用于低碳钢外，还可用于低合金钢和高合金钢的焊接。

7）各焊剂与钢种的配套，可参见焊丝和焊带一章中的相关内容。

3.2 焊剂使用注意事项

1）使用前应将焊剂进行烘干，熔炼型焊剂通常在 250～300℃焙烘 2 h，烧结焊剂通常在 300～400℃焙烘 2 h。

2）焊剂堆高影响到焊缝外观和 X 射线合格率。单丝焊接时，焊剂堆高通常在 25～35 mm；双丝纵列焊接时，焊剂堆高一般为 30～45 mm。

3）当采用回收系统反复使用焊剂时，焊剂中可能混入氧化铁皮和粉尘等，焊剂的粒度分布也会改变。为保持焊剂的良好特性，应随时补加新的焊剂，且注意清除焊剂中混入的渣壳等杂物。

4）注意清除坡口上的锈、油等污物，以防止产生凹坑和气孔。

5）采用直流电源时，一般均采用直流反接，即焊丝接正极。

编写：尹士科（钢铁研究总院）
王移山（钢铁研究总院）



第5章　钎　　料

钎焊是一种特殊的焊接方法，其特点是焊接时被连接的材料（称作母材）不熔化，只有用于填充母材结合面间隙（称作钎缝）的金属或合金（称作钎料）熔化。钎焊时母材整体或接头部分和钎料被加热到某一温度（称作钎焊温度）并保持一段时间（称作保温时间），此时钎料熔化、并依靠钎缝的毛细作用填充或保持在钎缝中，在随后的冷却过程中钎料凝固并与母材形成冶金结合。依据其液相线温度，钎料分为硬钎料和软钎料两大类。液相线温度在450℃以上的钎料称作硬钎料，液相线温度在450℃以下的钎料称作软钎料。相应地使用硬钎料的钎焊方法称作硬钎焊，使用软钎料的钎焊方法称作软钎焊。

用于钢铁材料以及钢铁材料与有色金属或合金、硬质合金、陶瓷、金属间化合物等其他材料钎焊连接的硬钎料主要有铜基、银基、镍基、锰基、钴基、和贵金属钎料，而软钎料主要是锡铅钎料。

1　铜基钎料

1.1　铜钎料

铜钎料即纯铜，其熔化温度为1 083℃，使用时钎焊温度一般选择在1 090～1 150℃之间。铜钎料的成分要求见表12.5-1，供货形式有丝、带、箔等多种形式，还有用铜粉、黏结剂、溶剂混合制成的膏状钎料，甚至可在母材表面镀铜作为钎料。铜钎料的特点是价格便宜，适用于在还原性气氛（例如一定比例的天然气和空气混和气体经不完全燃烧后产生的气体、干燥的氢气或分解氨）炉中钎焊低碳钢或低合金钢部件，钎焊接头不仅塑性好、强度也与母材匹配。铜钎料钎焊低碳钢接头的抗剪强度在152～214 MPa，抗拉强度在172～345 MPa，超过了铜钎料自身的强度（见图12.5-1）。使用铜钎料在还原性气氛炉中钎焊碳钢和低合金钢时要控制钎缝的间隙，一般在0～0.05 mm，对于插接接头最好采用过盈配合。其原因是：①过盈配合或小间隙有助于提高钎焊接头的强度（见图12.5-1），②铜钎料在碳钢和低合金钢表面流动性非常好，当间隙较大时钎料在母材表面漫流而不能填满钎缝。例如铜钎料在还原性气氛中钎焊低碳钢时，当钎缝间隙超过0.08 mm时钎料很难填充钎缝。一种改善铜钎料填充大间隙钎缝性能的方法是，在作为钎料的铜粉中添加质量分数为5%的铁粉，钎焊时铁粉不熔化，以利于钎料填充钎缝。

铜钎料所需钎焊温度较高，钎焊碳钢、低合金钢时会造

表12.5-1　铜钎料化学成分（质量分数）要求
（摘自GB/T 6418—1993）　　%

Cu	P	Al	Pb	杂质总量
99.90	0.075	0.01	0.02	≤0.10

注：1. 表中单值数表示最大值。
2. 杂质总量包括Al的含量。

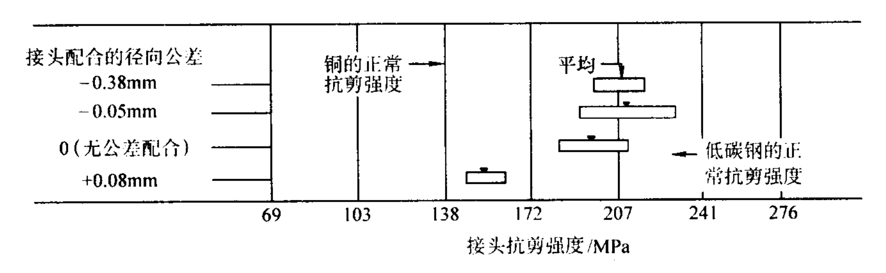


图12.5-1　铜钎料钎焊低碳钢接头的抗剪强度

成母材晶粒的长大。但由于铜钎料熔点为1 083℃，其钎焊的部件如果需要可以通过后续的热处理细化晶粒，也可进行诸如淬火、渗碳等热处理。

铜钎料还可用于钎焊不锈钢、耐热钢、耐蚀合金、工具钢及硬质合金。但是铜钎料钎焊的接头连续工作温度一般不超过200℃，短时间工作温度一般不超过480℃。铜钎料的耐蚀性和抗氧化性也有限。铜钎料钎焊钢与硬质合金时，钢与硬质合金线胀系数相差很大，由于钎焊温度高，若钎接面面积较大或接头设计不合理会造成接头处残余热应力大，接头强度低，甚至焊后接头开裂。

铜钎料有时也用于真空钎焊，但要控制真空度。最好是将炉内抽至高真空后回充少量高纯氩气或氮气，避免铜钎料在高温下大量蒸发。

1.2　铜锌钎料

铜锌钎料主要用于碳钢、低合金钢、铸铁、硬质合金的钎焊。由于锌易挥发，铜锌钎料一般不用于炉中钎焊，而主要用于火焰钎焊、感应钎焊、盐浴钎焊。表12.5-2列出了一些常用的铜锌钎料。

H62即普通的H62黄铜，其价格便宜，方便易得，能较好地润湿碳钢、低合金钢和硬质合金。钎焊的碳钢接头强度高、塑性好、耐冲击。H62黄铜中锌含量较高，且锌易挥发，钎焊时应严格控制钎焊温度。钎焊温度过高将导致钎料中的锌大量挥发，造成钎料熔点上升、润湿性和流动性下降、钎焊接头中出现气孔、污染工作环境并危害操作人员健康等问题。

BCu60ZnSn-R，BCu58ZnFe-R，BCu62ZnNiMnSi-R是添加少量其他合金元素的铜锌钎料，这些钎料的工艺性比H62黄铜更好，容易得到致密度高、强度高的接头。在铜锌钎料中添加硅主要是为了抑制锌的挥发，这是由于钎焊时硅氧化，其氧化物同钎剂中的硼酸盐形成低熔点的硅酸盐，浮在液态钎料表面，防止了锌的挥发。添加锡可提高钎料的润湿性、流动性、强度和抗腐蚀性。但是铜锌合金中只能少量添加硅、锡，否则钎料组织中将出现较多的脆性相，造成钎料及钎焊接头的塑性下降，也不利于钎料的加工。

BCu48ZnNi－R中镍含量较高，因此钎料的强度高、塑性好，而且钎料的耐热性能比其他铜锌钎料好。

BCu58ZnMn，BCu57ZnMnCo主要用于硬质合金与钢的钎焊，钎料中的锰促进钎料对硬质合金的润湿，钴可提高接头的强度。



表 12.5-2　常用铜锌钎料

牌　号	化学成分（质量分数）/%								熔化温度/℃		抗拉强度 /MPa
	Cu	Zn	Sn	Si	Fe	Mn	Ni	Co	固相线	液相线	
H62	60.5 ~ 63.5	余量	—	—	—	—	—	—	900	905	330
BCu60ZnSn-R	59.0 ~ 61.0		0.8 ~ 1.2	0.15 ~ 0.35	—	—	—	—	890	905	343
BCu58ZnFe-R	57.0 ~ 59.0		0.7 ~ 1.0	0.05 ~ 0.15	0.35 ~ 1.20	0.03 ~ 0.09	—	—	856	890	392
BCu62ZnNiMnSi-R	60.0 ~ 63.0		0.1	0.1 ~ 0.3	—	0.1 ~ 0.3	0.3 ~ 0.5	—	853	870	390
BCu48ZnNi-R	46.0 ~ 50.0		—	0.04 ~ 0.25	—	—	9.0 ~ 11.0	—	921	935	—
BCu58ZnMn	57.0 ~ 59.0		—	—	0.15	3.7 ~ 4.3	—	—	880	905	343
BCu57ZnMnCo	56.0 ~ 58.0		—	—	—	1.5 ~ 2.5	—	1.5 ~ 2.5	890	930	—
Cu50ZnMnNi	48 ~ 52		0.3 ~ 0.8	—	—	8.5 ~ 9.5	3 ~ 4	—	—	800	—

注：1. 钎料的抗拉强度为参考值。
　　2. 牌号中以字母 B 开头的钎料为国标（GB/T 6418—1993）中的铜基钎料。

Cu50ZnMnNi 是专为钎焊铸铁而研制的无银钎料，钎料中的锰可降低钎料的熔点、提高钎料与母材的结合强度，镍可提高钎料与母材的结合强度、提高钎料的韧性，锡提高钎料的铺展性，铝防止锌的氧化和挥发，钎焊灰口铸铁的抗拉强度超过 196 MPa。

1.3　铜锡钎料

CuSn20 钎料在国外已成为商品化的钎料，其特点是价格便宜，适用于炉中钎焊（特别是真空钎焊）低碳钢和低合金钢，而且可用于钎焊真空器件。添加镍的 CuSn20Ni 钎料钎焊碳钢时接头的强度更高（见表 12.5-3）。这两种钎料的加工性能差，供货形式是粉末，急冷非晶（或微晶）箔带。

表 12.5-3　铜锡钎料的成分、熔化温度及钎焊接头抗拉强度

钎料牌号	化学成分（质量分数）/%			熔化温度/℃		（紫铜/20 号钢）/MPa	（20 号钢/20 号钢）/MPa
	Cu	Sn	Ni	固相线	液相线		
CuSn20	余	20	—	775	830	240	366
CuSn20Ni	余	20	2	790	875	221	403

注：表中熔化温度系非晶态钎料的熔化温度。

1.4　耐热铜基钎料

铜钎料、铜锌钎料、铜锡钎料在 200℃以上随着温度的上升强度明显下降，而且抗氧化性也较差，故钎焊的接头长期工作温度不宜超过 200℃。为提高铜基钎料的耐热性一般要加入镍、钴等合金元素，表 12.5-4 列出了几种耐热性较好的铜基钎料。

HLCuNi30-2-0.2 可用于钎焊在 400 ~ 600℃温度下工作的耐热钢、不锈钢和高温合金接头。该钎料含有质量分数约为 30%的镍，故具有一定的高温强度和抗氧化性。该钎料在室温和高温下都几乎和 1Cr18Ni9Ti 不锈钢等强度（见图 12.5-2），钎料在 600℃以下的抗氧化性也与 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接近。该钎料钎焊的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的力学性能见表 12.5-5。钎料中的硅、硼可降低钎料的熔化温度、提高钎料在不锈钢表面的润湿性和流动性。此外，该钎料易加工成形、钎焊时对钎缝间隙要求不高。但该钎料需要的钎焊温度较高，钎焊不锈钢时主要用于火焰钎焊和感应钎焊，炉中钎焊会造成不锈钢晶粒长大。

Cu69NiMnCoSiB 钎料在钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢时，具有与 HLCuNi30-2-0.2 钎料相似的高温性能（见表 12.5-6），但该钎料所需钎焊温度较 HLCuNi30-2-0.2 低，可避免钎焊时不锈钢晶粒长大。同时该钎料向母材的晶间渗入最大为 0.03 mm，比 HLCuNi30-2-0.2 钎料向母材的晶间渗入（最大为 0.17 mm）小，对接头的疲劳强度有利。

表 12.5-4　耐热铜基钎料成分及熔化温度

牌　号	化学成分（质量分数）/%							熔化温度/℃		钎焊温度 /℃
	Ni	Si	B	Fe	Mn	Co	Cu	固相线	液相线	
HLCuNi30-2-0.2	27 ~ 30	1.5 ~ 2.0	≤0.2	<1.5	—	—	余	1 080	1 120	1 175 ~ 1 200
Cu69NiMnCoSiB	18	1.75	0.2	1	5	5	余	1 053	1 084	1 090 ~ 1 110
Cu58MnCo	—	—	—	—	31.5	10	余	—	943	1 000 ~ 1 050

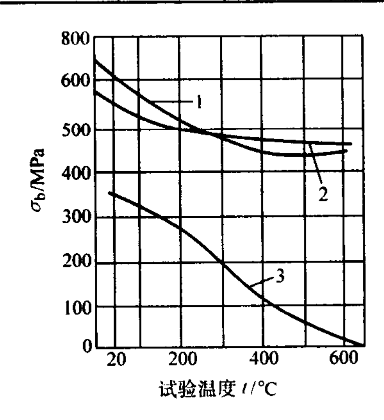


图 12.5-2　某些材料的抗拉强度与温度的关系
1—HLCuNi30-2-0.2 钎料；2—1Cr18Ni9Ti 不锈钢；3—H62 黄铜

表 12.5-5　HLCuNi30-2-0.2 钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头力学性能

力学性能	试验温度/℃			
	室温	200	400	600
抗拉强度/MPa	558 ~ 587	490 ~ 509	440 ~ 470	392 ~ 421
抗剪强度/MPa	362 ~ 490	294 ~ 392	186 ~ 215	88 ~ 157
伸长率/%	41 ~ 49	29 ~ 38	17 ~ 19	10 ~ 13

Cu58MnCo 钎料是以低熔点的铜锰固溶体为基体，加入 10%的钴以提高钎料的耐热性能。该钎料常用于在干燥的还



表 12.5-6 HLCuNi30-2-0.2 和 Cu69NiMnCoB 钎料钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的高温性能

钎 料	抗剪强度/MPa			
	20℃	400℃	500℃	600℃
HLCuNi30-2-0.2	324～339	186～216	—	154～182
Cu69NiMnCoB	241～298	—	139～153	139～153

原性气氛（例如露点低于－50℃的氢气）或惰性气氛（例如露点低于－60℃的氩气）炉中钎焊不锈钢，钎焊的不锈钢接头在500℃左右时仍具有较高的强度（见表12.5-7）和抗氧化性。使用该钎料时钎焊温度选择一般在1 000～1 050℃之间，钎焊马氏体不锈钢时，可将钎焊与不锈钢的热处理一同进行。但由于钎料中锰含量较高，而锰易氧化且蒸气压较高，故该钎料不适于在大气或真空条件下的钎焊工艺。

表 12.5-7 1Cr13 钎焊接头在不同温度下的抗剪强度

钎 料	抗剪强度/MPa			
	室温	427℃	538℃	649℃
Cu58MnCo	415	317	221	104
BAu-4	441	276	217	149
BAg54CuPd	299	207	141	100

2 锰基钎料

锰基钎料是以熔化温度较低且塑性好的锰镍固溶体为基体，依据不同的使用要求添加了铬、钴、铜、铁、硼等合金元素来调整钎料的熔化温度、高温性能、润湿性和流动性。其中铜主要用于调整钎料的熔化温度，使钎料适于不同的钎焊温度，铬、钴主要用于提高钎料的高温强度和抗氧化性，硼主要用于提高钎料的润湿性，含量较高时也可降低钎料的熔化温度。

锰基钎料主要用于在保护性气氛（例如氩气）中或低真空条件下钎焊某些在较高温度下工作的不锈钢接头。其特点是：①具有一定的高温强度，某些锰基钎料在600～700℃下仍具有较高的强度。②具有一定的抗氧化性，钎焊的不锈钢接头可在500℃下长期工作。③钎料塑性好，可加工成形，便于使用，而且由于钎料本身塑性好，保证了钎焊接头的塑性，使钎焊接头的塑性不像镍基钎料钎焊的接头那样受钎缝间隙的影响。④对不锈钢溶蚀小，可钎焊薄件。由于锰易氧化且蒸气压较高，锰基钎料不用于在大气中或高真空条件下的钎焊。表12.5-8列出了国家标准（摘自GB/T 13679—1992）中的锰基钎料，某些锰基钎料钎焊的不锈钢接头的剪切强度见表12.5-9。

BMn70NiCr钎料是在锰镍合金基础上加入质量分数为5%的铬，铬提高了钎料的抗氧化性。钎料具有良好的润湿性和填充间隙的能力，对母材溶蚀作用小。可满足不锈钢波纹板夹层结构换热器的低真空钎焊的要求。该钎料在氩气或氩气与三氟化硼混合气体中在1Cr18Ni9Ti等不锈钢上具有极好的润湿性和流动性，钎焊的接头强度高、塑性好，但钎缝的耐腐蚀性能较真空钎焊的差。

表 12.5-8 锰基钎料化学成分及熔化温度

牌 号	化学成分（质量分数）/%							熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ni	Cu	Cr	Co	Fe	B	Mn	固相线	液相线	
BMn70NiCr	24.0～26.0	—	4.5～5.5	—	—	—	余量	1 035	1 080	1 140～1 180
BMn40NiCrCoFe	40.0～42.0	—	11.0～13.0	2.5～3.5	3.5～4.5	—	余量	1 065	1 135	1 160～1 200
BMn68NiCo	21.0～23.0	—	—	9.0～11.0	—	—	余量	1 050	1 070	～1 120
BMn65NiCoFeB	15.0～17.0	—	—	15.0～17.0	2.5～3.5	0.2～1.0	余量	1 010	1 035	1 040～1 100
BMn52NiCuCr	27.5～29.5	13.5～15.5	4.5～5.5	—	—	—	余量	1 000	1 010	约1 060
BMn50NiCuCrCo	26.5～28.5	12.5～14.5	4.0～5.0	4.0～5.0	—	—	余量	1 010	1 035	约1 080
BMn45NiCu	19.0～21.0	34.0～36.0	—	—	—	—	余量	920	950	～1 000

表 12.5-9 锰基钎料钎焊 1Cr18Ni9Ti 接头的抗剪强度

钎 料	抗剪强度/MPa					
	20℃	300℃	500℃	600℃	700℃	800℃
BMn70NiCr	322	—	—	152		86
BMn40NiCrCoFe	284	255	216	—	157	108
BMn68NiCo	325	—	253	160		103
BMn50NiCuCrCo	353	294	225	137		69
BMn52NiCuCr	366	270	—	127		67

BMn40NiFeCo钎料含有较多的铬，且钎料中的钴提高了钎缝的高温性能，钎料的高温性能和耐腐蚀性稍高于BMn70NiCr钎料。用其真空钎焊1Cr18Ni9Ti等不锈钢，钎缝具有较好的高温强度和耐腐蚀性能。在氩气保护下钎焊1Cr18Ni9Ti不锈钢，在800℃时接头的抗剪强度不低于100 MPa。钎料适用于要求在较高温度下工作的不锈钢和耐热合金构件钎焊。但钎料的熔化温度和钎焊温度较高，易引起不锈钢晶粒长大。钎料的流动性适中，虽然没有BMn70NiCr钎料那样好，但比较容易控制。

BMn68NiCo钎料中钴含量高，钎料高温性能好。钎焊温度低于前两种钎料，适于钎焊工作温度更高的薄件。

BMn50NiCuCrCo钎料含有较多的铜，故熔化温度较低，所需的钎焊温度也较低，钎焊不锈钢时母材不会发生晶粒长大现象。该钎料能填充较大的钎缝间隙，特别适合于在氩气保护下高频钎焊不锈钢接头。在氩气保护下，该钎料于1 065℃钎焊的1Cr18Ni9Ti不锈钢接头室温抗剪强度为340 MPa左右；500℃的抗剪强度为200～250 MPa。

BMn65NiCoFeB钎料中的钴用于提高钎料的耐热性，硼和铁用于降低钎料的熔化温度。钎焊1Cr18Ni9Ti不锈钢时，该钎料不会对母材产生溶蚀、向母材的晶间渗入也小，钎缝有极好的强度和塑性（见表12.5-10）。而且该钎料所需钎焊温度较低，不会造成母材晶粒长大。但该钎料在不锈钢上的铺展性差，适用于钎焊毛细管等易被钎料堵塞的场合，或者用于大间隙钎焊。

BMn52NiCuCr钎料不含钴，钎料的高温性能比以上锰基



表 12.5-10 BMn65NiCoFeB 和 HLCuNi30-2-0.2 钎料钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的性能

钎料	钎焊方法	试验温度 /℃	抗拉强度 /MPa	伸长率 /%	晶间渗入深度 /mm
BMn65NiCoFeB	炉中钎焊	20	645	35	0.011～0.023
		600	404	12.7	
	感应钎焊	20	657	29.0	无
		600	409	13.7	
HLCuNi30-2-0.2	炉中钎焊	20	608	41.6	0.11
		600	434	12.9	
	感应钎焊	20	657	30.0	0.011～0.057
		600	436	15.7	

钎料差一些，但熔化温度低，用于钎焊要求钎焊温度低的不锈钢薄件。

BMn45NiCu 钎料是熔化温度最低的锰基钎料，钎料对不锈钢有较好的润湿性，钎焊的不锈钢接头有较高的强度，适用于分步钎焊的末级钎焊和补焊。

3 镍基钎料

大多数镍基钎料是以镍为基，添加硼、硅、磷当中的一种或几种元素以降低钎料的熔化温度，添加铬以提高钎料的耐蚀性、抗氧化性、添加少量的铁提高钎焊接头的强度，有时还会添加一些其他元素以使钎缝组织的成分和性能与母材接近。镍基钎料的特点是钎焊的接头耐腐蚀、抗氧化、高温强度好，用某些镍基钎料钎焊的接头工作温度可达 1 000℃以上，而且钎料特别适合于真空钎焊。故镍基钎料主要用于钎焊对耐蚀性、抗氧化性和高温强度有较高要求的接头，常用于不锈钢、高温合金的真空钎焊。

镍基钎料也可在保护性气氛炉中钎焊不锈钢和高温合金，但要求保护性气氛非常纯净干燥，例如要求氢气露点低于－50℃，氩气露点低于－60℃。某些铝含量或钛含量较高的母材，无论在真空或保护性气氛中加热时都会在表面生成氧化膜，有碍钎料对母材的润湿，钎焊前可在母材表面镀镍、保护母材在钎焊过程中不氧化。

镍基钎料品种繁多，其中许多钎料是为某一特殊目的而研制的。表 12.5-11 列出了纳入国家标准的镍基钎料。

表 12.5-11 镍基钎料化学成分及熔化温度（GB 10859—89）

牌号	化学成分（质量分数）/%								熔化温度/℃		钎焊温度 /℃	相当于 AWS 标准
	Ni	Cr	B	Si	Fe	C	P	其他合金元素	固相线	液相线		
BNi74CrSiB	余	13.0～15.0	2.75～3.50	4.0～5.0	4.0～5.0	0.60～0.90	—	—	975	1 040	1 065～1 205	BNi-1
BNi75CrSiB	余	13.0～15.0	2.75～3.50	4.0～5.0	4.0～5.0	—	—	—	975	1 075	1 075～1 205	BNi-1a
BNi82CrSiB	余	6.0～8.0	2.75～3.50	4.0～5.0	2.5～3.5	—	—	—	970	1 000	1 010～1 175	BNi-2
BNi68CrWB	余	9.5～10.5	2.20～2.80	3.0～4.0	2.0～3.0	0.30～0.50	—	W11.5～12.5	970	1 095	1 150～1 205	
BNi92SiB	余	—	2.75～3.50	4.0～5.0	0.5	—	—	—	980	1 040	1 010～1 175	BNi-3
BNi93SiB	余	—	1.50～2.20	3.0～4.0	1.5	—	—	—	980	1 065	1 010～1 175	BNi-4
BNi71CrSi	余	18.5～19.5	0.03	9.75～10.50	—	—	—	—	1 080	1 135	1 150～1 205	BNi-5
BNi89P	余	—	—	—	—	—	10.0～12.0	—	877	877	925～1 025	BNi-6
BNi76CrP	余	13.0～15.0	—	—	—	—	9.7～10.5	—	890	890	925～1 040	BNi-7
BNi66MnSiCu	余	—	—	6.0～8.0	—	—	—	Mn21.0～24.5 Cu4.0～5.0	980	1 010	1 010～1 095	BNi-8

注：表中单值表示某元素的最大含量。

BNi74CrSiB 钎料中添加了少量的碳，碳进一步降低了钎料的熔化温度、提高了钎料的流动性。硼、碳的原子半径小，钎焊时向母材中扩散速度快，较容易获得镍铬固溶体组织钎缝，钎缝的重熔温度也得以提高。该钎料的铬含量较高，钎焊接头即使在高温下也具有很好的抗氧化性和耐腐蚀性。钎料可用于钎焊在高温下承受大应力的部件，例如涡轮叶片。

BNi75CrSiB 钎料的成分和基本性能与 BNi74CrSiB 相同，只是没有添加碳，故该钎料对母材的溶蚀减小，有利于钎焊较薄的部件，但熔化温度和所需钎焊温度稍高，流动性稍差。

BNi82CrSiB 钎料熔化温度较低，所需钎焊温度也较低。由于钎焊温度降低，钎料对母材的溶蚀减小，可钎焊薄件。而且该钎料熔化温度区间小，钎料的流动填缝能力非常好。虽然该钎料铬含量较低，其钎焊的接头抗氧化性不如以上两种钎料，但仍能满足许多工作条件的要求。

BNi92SiB 钎料为 Ni-B-Si 三元合金，熔化温度较低，流动性好，尤其适于钎焊较长的搭接接头，但钎焊接头的耐热性比含铬的镍基钎料要差。

BNi93SiB 钎料也是 Ni-B-Si 三元合金，其硼含量较低，故对母材溶蚀小，但熔化区间大，流动性较差。该钎料适于钎焊要求有较大钎料圆角的接头和薄件。

BNi71CrSi 钎料为不含硼的 Ni-Cr-Si 三元合金。该钎料钎焊的接头具有很好的高温强度和抗氧化性，而且由于不含硼，钎料对母材溶蚀小，适于钎焊薄件，也可用于钎焊核反应堆部件。但该钎料的熔点较高，钎焊温度一般接近 1 200℃。

BNi89P 钎料为 Ni-P 共晶合金，其熔点在镍基钎料中最低，对大多数铁基或镍基合金溶蚀极小，流动填缝能力极强。钎料主要用于钎焊不锈钢薄件。

BNi76CrP 钎料为 Ni-Cr-P 共晶合金，钎料的特点和性能与 BNi89P 相近，添加铬后钎料的抗氧化性得以提高。钎料不含硼，可用于钎焊核反应堆部件。

BNi66MnSiCu 钎料主要用于在纯净干燥的保护性气氛中（例如氢气、氩气）钎焊不锈钢，钎料中硅含量较低，故其塑性比以上几种钎料要好。但因为钎料中含有铜、锰，其耐

蚀性和抗氧化性不如以上几种钎料。

BNi68CrWB钎料中钨含量较高，钎料的高温强度好，主要用于钎焊在高温下工作的高温合金部件，例如涡轮片。

镍基钎料钎焊不锈钢、高温合金等材料时，钎焊接头的强度和塑性除了受钎料的成分、钎焊温度、保温时间影响外，还受钎缝间隙的影响。图12.5-3和图12.5-4分别显示了镍基钎料钎焊1Cr18Ni11Nb和0Cr13不锈钢时接头间隙对接头强度和伸长率的影响。硼、硅、磷在镍基钎料中主要以脆性的硼化物、硅化物、磷化物形式存在，钎料自身的塑性很差，硬且脆。但是使用含有硼和（或）硅的钎料钎焊不锈钢或高温合金时，钎缝中的硼、硅向母材中扩散，随着钎缝中硼、硅含量的减少，钎缝组织中硼化物、硅化物减少，钎焊接头的强度得以提高。当钎缝中硼、硅含量很低时，钎缝组织为镍基固溶体组织，此时钎焊接头强度高、塑性好。钎缝中硼、硅向母材中的扩散受钎焊温度、保温时间和钎缝间隙的影响。钎焊温度高、保温时间长，对硼、硅的扩散有利。但是过高的钎焊温度、过长的保温时间对母材有不利的影响，因此要控制钎缝间隙。当钎缝间隙小，钎缝中硼、硅的总量少，同时硼、硅的扩散距离短，有利于通过扩散减少钎缝中的硼、硅含量，消除脆性的硼化物、硅化物。因此用某一特定的钎料钎焊某一特定的母材时，存在一最大钎焊间隙，当钎缝间隙小于最大钎焊间隙时，钎焊后钎缝组织为固溶体组织，并不出现脆性相。图12.5-5、图12.5-6、图12.5-7显示了在不同钎焊温度和保温时间条件下三种镍基钎料钎焊AISI316（0Cr17Ni12Mo2）不锈钢时的最大钎焊间隙。由于硼原子小，易扩散，因此Ni-Cr-B-Si系和Ni-B-Si系钎料的最大钎焊间隙略大一些。硅原子较大，向母材中扩散慢，故Ni-Cr-Si系钎料的最大钎焊间隙略小一些。使用Ni-P或Ni-Cr-P钎料钎焊不锈钢和高温合金时，磷不能向母材中扩散，最大钎焊间隙非常小，即使提高钎焊温度、延长保温时间最大钎焊间隙仍很小。在一般的钎焊条件下，它们钎焊的接头中存在着较多的磷化物脆性相，接头强度较低。

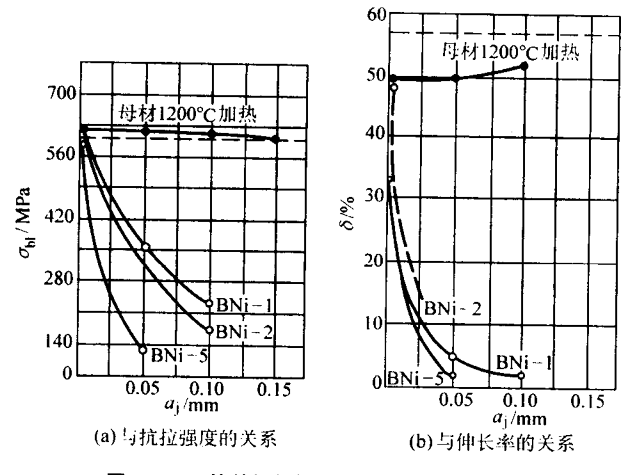


图12.5-3 镍基钎料钎焊1Cr18Ni11Nb不锈钢接头的间隙与强度和伸长率的关系

有时部件加工精度或装配精度很难保证钎缝间隙很小，适当提高钎焊温度或延长保温时间可增大最大钎焊间隙。当在高温下长时间保温造成母材晶粒过分长大或钎料对母材溶蚀过度时，也可在焊后接头冷却到某一较低温度保温，通过扩散 消除钎缝中的脆性相而增大最大钎焊间隙。图12.5-8、图12.5-9、图12.5-10分别显示了扩散处理对BNi-2钎料于1 040℃保温10 min、BNi-5钎料于1 190℃保温10 min、BNi-7钎料于1 065℃保温10 min条件下钎焊的AISI316不锈钢接头

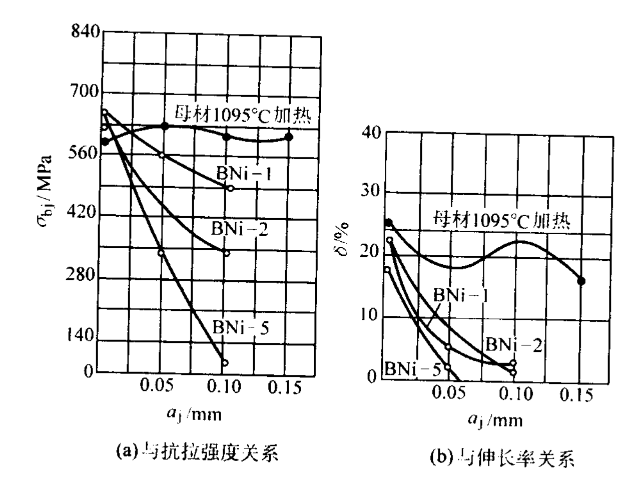


图12.5-4 镍基钎料钎焊0Cr13不锈钢接头的间隙与强度和伸长率的关系

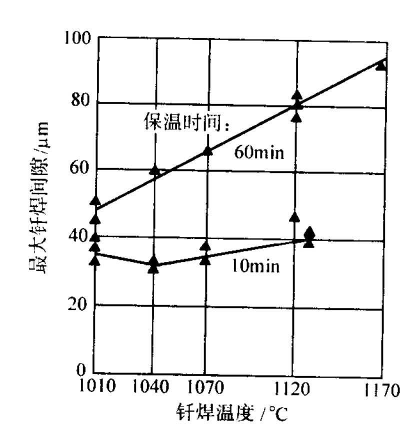


图12.5-5 BNi-2钎焊AISI316不锈钢接头最大钎焊间隙与钎焊温度及保温时间的关系

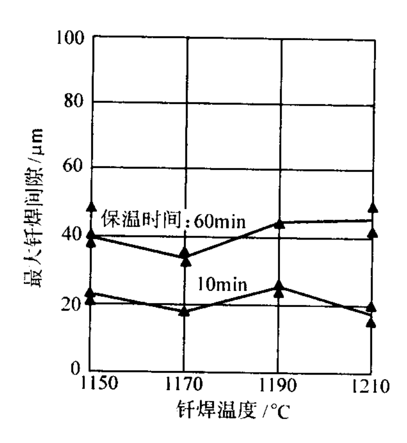


图12.5-6 BNi-5钎焊AISI316不锈钢接头最大钎焊间隙与钎焊温度及保温时间的关系

最大钎焊间隙的影响。但由于磷原子较大，向母材中扩散困难，这些措施对Ni-Cr-P和Ni-P这类钎料作用不大。

镍基钎料不能通过塑性加工成形，供货形式为粉末或非晶箔带。粉末钎料在使用时，可以和黏结剂混合后制成膏状钎料或黏带钎料使用。但以箔带形式使用时最好是使用非晶箔带钎料，非晶钎料不仅纯净，而且成分均匀，钎焊接头的组织与力学性能也优于相同成分的结晶态钎料。

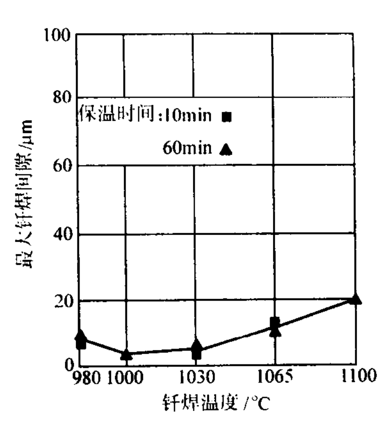


图 12.5-7　BNi-7 钎焊 AISI316 不锈钢接头最大钎焊间隙与钎焊温度及保温时间的关系

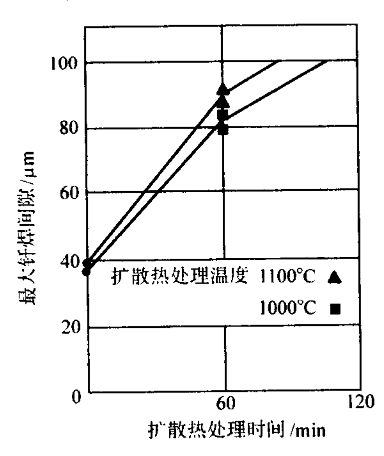


图 12.5-8　焊后扩散处理对 BNi-2 钎焊 AISI316 不锈钢接头最大钎焊间隙的影响

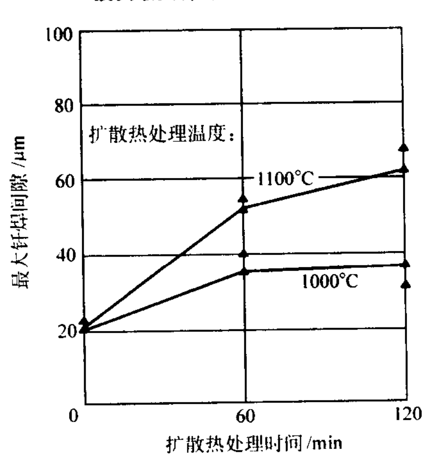


图 12.5-9　焊后扩散处理对 BNi-5 钎焊 AISI316 不锈钢接头最大钎焊间隙的影响

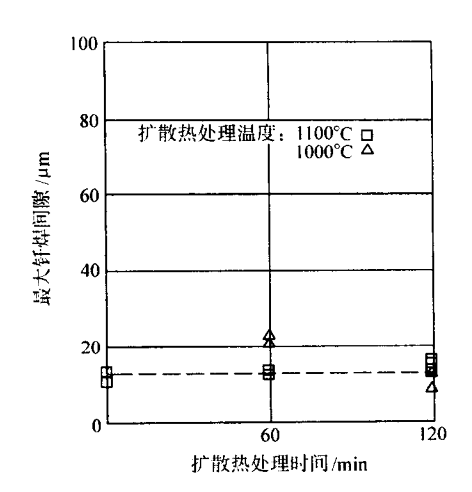


图 12.5-10　焊后扩散处理对 BNi-7 钎焊 AISI316 不锈钢接头最大钎焊间隙的影响

4　钴基钎料

在美国焊接学会的标准中有一种钴基钎料，其成分见表 12.5-12。钴基钎料用于钎焊钴基高温合金，钎料成分与母材匹配，钎焊接头正常工作温度高达 1 040℃。钎料已用于钎焊喷气发动机的部件。

表 12.5-12　钴基钎料化学成分及熔化温度

AWS 牌号	化学成分（质量分数）/%								熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Co	Cr	Ni	Si	W	Fe	B	C	固相线	液相线	
BCo-1	余	18.0～20.0	16.0～18.0	7.5～8.5	3.5～4.5	1.0	0.7～0.9	0.35～0.45	1 121	1 149	1 149～1 232

5　银基钎料

在各类钎料中银基钎料品种最多、用途最广。依据其成分和特性，银基钎料可大致分为银铜锌镉系、银铜锌系、银铜系、银铜锡系、银铜铟系、银锰系、银铝系等几大类。其中银铝系钎料用于钎焊钛及钛合金，不用于钢铁材料的钎焊。银铜铟系钎料主要用于真空电子器件的钎焊。表 12.5-13 列出了我国国家标准（GB/T 10046—2000）中的银基钎料，其中某些钎料钎焊的低碳钢、低合金钢、不锈钢接头的强度列于表 12.5-14 和表 12.5-15。表 12.5-16 列出了美国焊接学会分类中的银基钎料，其中某些牌号的钎料与表 12.5-13 中列出的钎料相当。表 12.5-17 列出了未收入以上两个标准的 30AgCuZnSn 钎料，该钎料是一种较典型的节银型无镉钎料，出现在许多厂家的产品目录中并现已得到了较多应用。

5.1　银铜锌镉系钎料

银铜锌镉系钎料的特点是，通过调整钎料的成分可得到

表 12.5-13　国家标准（GB/T 10046—2000）中的银基钎料

牌　号	化学成分（质量分数）/%					熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Zn	Cd	其他合金元素	固相线	液相线	
B-Ag72Cu	71.0～73.0	余量	—	—	—	779	779	779～900
B-Ag94Al	余量	—	—	—	Al4.5～5.5 Mn 0.7～1.3	780	825	825～925
B-Ag72CuLi	71.0～73.0	余量	—	—	Li0.25～0.5	766	766	766～871

续表 12.5-13

牌　号	化学成分（质量分数）/%					熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Zn	Cd	其他合金元素	固相线	液相线	
B-Ag72CuNiLi	71.0～73.0	余	—	—	Li0.40～0.60 Ni0.8～1.2	780	800	800～850
B-Ag25CuZn	24.0～26.0	40.0～42.0	33.0～35.0	—	—	700	800	800～890
B-Ag45CuZn	44.0～46.0	29.0～31.0	23.0～27.0	—	—	665	745	745～845
B-Ag50CuZn	49.0～51.0	33.0～35.0	14.0～18.0	—	—	690	775	775～870
B-Ag60CuSn	59.0～61.0	余	—	—	Sn 9.5～10.5	600	720	720～840
B-Ag35CuZnCd	34.0～36.0	25.0～29.0	19.0～23.5	17.0～19.0	—	605	700	700～845
B-Ag45CuZnCd	44.0～46.0	14.0～16.0	14.0～18.0	23.0～25.0	—	—	620	620～760
B-Ag50CuZnCd	49.0～51.0	14.5～16.5	14.5～18.5	17.0～19.0	—	625	635	635～760
B-Ag40CuZnCdNi	39.0～41.0	15.5～16.5	14.5～18.5	25.1～26.5	Ni 0.1～0.3	595	605	605～705
B-Ag50CuZnCdNi	49.0～51.0	14.5～16.5	13.5～17.5	15.0～17.0	Ni 2.5～3.5	630	690	690～815
B-Ag34CuZnSn	33.0～35.0	35.0～37.0	25.0～29.0	—	Sn 2.5～3.5	—	730	730～820
B-Ag56CuZnSn	55.0～57.0	21.0～23.0	15.0～19.0	—	Sn 4.5～5.5	620	650	650～760
B-Ag49CuMnNi	48.0～50.0	15.0～17.0	余	—	Ni4.0～5.0 Mn6.5～8.5	625	705	705～850
B-Ag40CuZnIn	39.0～41.0	29.0～31.0	23.5～26.5	—	In 4.5～5.5	635	715	715～780
B-Ag34CuZnIn	33.0～35.0	3.0～36.0	28.5～31.5	—	In0.8～1.2	660	740	740～800
B-Ag30CuZnIn	29.0～31.0	37.0～39.0	25.5～28.5	—	In 4.5～5.5	640	755	755～810

表 12.5-14　银基钎料钎焊低碳钢和低合金钢接头的强度

钎料牌号	抗剪强度/MPa		抗拉强度/MPa		钎料牌号	抗剪强度/MPa		抗拉强度/MPa	
	低碳钢	40Cr	低碳钢	40Cr		低碳钢	40Cr	低碳钢	40Cr
B-Ag25CuZn	199	230	375	396	B-Ag40CuZnCdNi	203	235	386	404
B-Ag45CuZn	197	226	362	385	B-Ag50CuZnCd	231	277	401	439
B-Ag50CuZn	201	—	377	—					

表 12.5-15　银基钎料钎焊的 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的强度

钎料牌号	接头抗拉强度/MPa	接头抗剪强度/MPa	钎料牌号	接头抗拉强度/MPa	接头抗剪强度/MPa
B-Ag25CuZn	343	190	B-Ag50CuZnCd	418	259
B-Ag45CuZn	395	198	B-Ag35CuZnCd	360	194
B-Ag50CuZn	375	201	B-Ag50CuZnCdNi	428	216
B-Ag40CuZnCdNi	375	205	B-Ag72CuNiLi	353	—

表 12.5-16　美国焊接学会（AWS）分类中的银基钎料

牌　号	化学成分（质量分数）/%					熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Zn	Cd	其他合金元素	固相线	液相线	
BAg-1	44.0～46.0	14.0～16.0	14.0～18.0	23.0～25.0	—	607	618	618～760
BAg-1a	49.0～51.0	14.5～16.5	14.5～18.0	17.0～19.0	—	627	635	635～760
BAg-2	34.0～36.0	25.0～27.0	19.0～23.0	17.0～19.0	—	607	702	702～843
BAg-2a	29.0～31.0	26.0～28.0	21.0～25.0	19.0～21.0	—	607	710	710～843
BAg-3	49.0～51.0	14.5～16.5	13.5～17.5	15.0～17.0	Ni 2.5～3.5	632	688	688～816
BAg-4	39.0～41.0	29.0～31.0	26.0～30.0	—	Ni1.5～2.5	671	779	779～899
BAg-5	44.0～46.0	29.0～31.0	23.0～27.0	—	—	677	743	743～843

续表 12.5-16

牌号	化学成分（质量分数）/%					熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Zn	Cd	其他合金元素	固相线	液相线	
BAg-6	49.0～51.0	33.0～35.0	14.0～18.0	—	—	688	774	774～871
BAg-7	55.0～57.0	21.0～23.0	15.0～19.0	—	Sn4.5～5.5	618	652	652～760
BAg-8	71.0～73.0	余量	—	—	—	779	779	779～899
BAg-8a	71.0～73.0	余量	—	—	Li0.25～0.5	766	766	766～871
BAg-9	64.0～66.0	19.0～21.0	13.0～17.0	—	—	671	718	718～843
BAg-10	69.0～71.0	19.0～21.0	8.0～12.0	—	—	691	738	738～843
BAg-13	53.0～55.0	余量	4.0～6.0	—	Ni0.5～1.5	718	857	857～968
BAg-13a	53.0～55.0	余量	—	—	Ni1.5～2.5	771	893	871～982
BAg-18	59.0～61.0	余量	—	—	Sn9.5～10.5	602	718	718～842
BAg-19	92.0～93.0	余量	—	—	Li0.15～0.30	760	891	877～982
BAg-20	29.0～31.0	37.0～39.0	30.0～34.0	—	—	677	766	766～871
BAg-21	62.0～64.0	27.5～29.5	—	—	Ni2.0～3.0 Sn5.0～7.0	691	802	802～899
BAg-22	48.0～50.0	15.0～17.0	21.0～25.0	—	Ni4.0～5.0 Mn7.0～8.0	680	699	699～830
BAg-23	84.0～86.0	—	—	—	Mn 余	960	970	970～1 038
B-Ag24	49.0～51.0	19.0～21.0	26.0～30.0	—	Ni 1.5～2.5	660	750	750～843
B-Ag25	19.0～21.0	39.0～41.0	33.0～37.0	—	Mn4.5～5.5	740	790	790～845
B-Ag26	24.0～26.0	37.0～39.0	31.0～35.0	—	Ni1.5～2.5 Mn1.5～2.5	705	800	800～870
B-Ag27	24.0～26.0	34.0～36.0	24.5～28.5	12.5～14.5	—	605	745	745～860
B-Ag28	39.0～41.0	29.0～31.0	26.0～30.0	—	Sn 1.5～2.5	649	710	710～843
B-Ag33	24.0～26.0	29.0～31.0	26.5～28.5	16.5～18.5	—	607	682	681～760
B-Ag34	37.0～39.0	31.0～33.0	26.0～30.0	—	Sn 1.5～2.5	649	721	721～843

表 12.5-17　30AgCuZnSn 钎料的成分及熔化温度

化学成分（质量分数）/%				熔化温度/℃		钎焊温度/℃
Ag	Cu	Zn	Sn	固相线	液相线	
29.0～31.0	35.0～37.0	余	1.5～2.5	650	750	750～850

兼备熔化温度低、熔化区间窄、润湿性好、流动性好、强度高、塑性好等多项优点的钎料，而且钎料适用于几乎所有钢铁材料或有色金属材料（铝、镁合金除外）的钎焊。但是钎料中的镉在熔炼钎料和钎焊操作时会产生有毒的蒸气，危害环境和操作人员的健康，故熔炼钎料和使用钎料时要求场地有良好的通风条件。目前各国都在开发银铜锌镉钎料的替用品，尽量减少使用含镉钎料。此外含锌、镉总量高的钎料不推荐用于炉中钎焊，避免钎料中的锌、镉大量蒸发污染炉子，并使钎料的性能改变。

B-Ag45CuZnCd（相当于 BAg-1），BAg40CuZnCdNi 钎料适用于碳钢、合金钢、工具钢、不锈钢、高温合金、硬质合金、铜及铜合金等多种材料的钎焊，钎料的润湿性和流动性非常好，可填充很窄的钎缝间隙，钎焊的接头强度高、塑性好。它们是银基钎料中熔化温度最低的两种钎料，所需的钎焊温度低，钎焊时的热循环对母材影响小，特别适合要求钎焊温度低的场合。钎料的熔化区间窄，钎焊时即使采用缓慢加热也不会出现液固相分离现象。

B-Ag50CuZnCd（相当于 BAg-1a）钎料的性能与用途与 B-Ag45CuZnCd 钎料相似，只是钎料的加工成形性更好一些。

B-Ag50CuZnCdNi（相当于 BAg-3）钎料主要用于不锈钢、硬质合金、铸铁的钎焊。钎料中的镍可改善不锈钢钎焊接头的耐蚀性，改善钎料对碳化钨类硬质合金、铸铁的润湿性，提高钎料与硬质合金或铸铁的结合强度。钎料中添加镍后，钎料的熔化温度有所上升，熔化温度区间变宽，流动性下降，但钎料更适合填充较大的钎缝间隙或形成较大的钎料圆角。

B-Ag35CuZnCd（相当于 BAg-2），BAg-2a、BAg-27、BAg-33 钎料是银含量较低的经济型钎料，可用于碳钢、不锈钢、硬质合金、铜及铜合金材料的钎焊，这些钎料熔化温度区间较宽，钎焊时最好采用快速加热，避免钎料熔化过程中出现液固分离现象。

5.2　银铜锌系钎料

银铜锌系钎料包括银铜锌三元钎料和以银铜锌合金为基体并添加少量锰、镍、锡、铟等元素的多元钎料。这些钎料适用于各种钢铁材料的钎焊，也适用于钢铁材料与有色金属或合金（铝及铝合金、镁及镁合金除外）、钢铁材料与硬质合金的钎焊。钎焊时可采用的钎焊方法包括：火焰钎焊、感



应钎焊、保护气氛炉中钎焊。由于锌易挥发，这类钎料不能用于真空钎焊，也不用于钎焊真空器件。

B-Ag25CuZn 钎料可用于碳钢、低合金钢、不锈钢，铜及或铜合金、硬质合金的钎焊。该钎料属低银型钎料，价格较便宜，钎料的润湿性尚可，钎焊接头强度高，但塑性稍差。该钎料熔化温度仍偏高，应用有限。

BAg-20 钎料可用于碳钢、低合金钢、不锈钢，铜及或铜合金、硬质合金的钎焊。该钎料也属银含量较低的经济型钎料，且其润湿性和流动性好，故具有一定的应用性。

B-Ag45CuZn 钎料是用途最广的银铜锌系钎料，该钎料对碳钢、低合金钢、不锈钢、工具钢、高温合金、铜及铜合金、硬质合金的润湿性极好。钎料的熔化温度适中，钎焊接头强度高、塑性好。

B-Ag50CuZn 钎料的性能和适用性与 B-Ag45CuZn 钎料基本相同，只是该钎料更易加工成箔带供货。钎料熔化温度区间宽，适于填充不均匀或较大的接头间隙，也易于形成较大的钎料圆角。

30AgCuZnSn 钎料在钎焊碳钢、不锈钢、紫铜时其润湿性、钎焊接头的抗拉强度与 B-Ag45CuZn 钎料相当，但抗冲击性能稍逊（见表 12.5-18）。由于该钎料价格相对便宜、熔化温度也不太高、不含对环境和操作人员健康有害的镉元素，在许多应用场合（例如钎焊邦迪管）可用作 B-Ag45CuZn 钎料或含银量相近的银铜锌镉钎料的替代品。

表 12.5-18 B-Ag45CuZn 和 30AgCuZnSn 钎料钎焊不同材料时接头强度的比较

钎料牌号	抗拉强度/MPa				耐冲击能力/J·mm^{-3}			
	紫铜	黄铜	碳钢	不锈钢	紫铜	黄铜	碳钢	不锈钢
B-Ag45CuZn	197	350	283	367	0.24	0.43	0.08	0.11
B-Ag30CuZnSn	193	328	304	320	0.27	0.41	0.06	0.09

B-34AgCuZnSn 钎料与 30AgCuZnSn 钎料一样，在某些应用场合下钎焊碳钢、不锈钢、紫铜时可替代银含量较高的银铜锌钎料或替代熔化温度相近的银铜锌镉钎料。

BAg-34 钎料流动性好，所需钎焊温度与某些银铜锌镉钎料（例如 BAg-2，BAg-2a）相近，是这些钎料理想的替代品。

BAg-28 钎料流动性好，且与银含量相近的其他无镉银钎料相比该钎料熔化温度较低，熔化区间较窄。

B-Ag56CuZnSn 钎料是无镉的低熔点钎料，且其熔化温度区间窄，适合替代低熔点的银铜锌镉钎料钎焊调质钢。该钎料的另一特点是色泽洁白，与钢同色。

BAg-4 钎料常用于钎焊对耐蚀性要求较高的镍铬型奥氏体不锈钢接头或碳化钨类硬质合金，也特别适合钎焊铸铁。钎焊奥氏体不锈钢时，钎料中的镍可防止在钎焊界面处不锈钢一侧形成耐腐蚀性差的贫镍区，减轻界面腐蚀。钎焊硬质合金或铸铁时，镍可提高钎料对母材的润湿性，提高接头强度。

BAg-24 钎料的特点和用途与 BAg-4 钎料相似，只是略微提高了银含量以进一步降低熔化温度。

BAg-13 钎料中锌含量较低，适于炉中钎焊，而且钎焊接头的工作温度可达 370C。

BAg-22，B-Ag49CuMnNi，BAg-25，BAg-26 钎料是含锰的银铜锌系钎料。锰可降低钎料的熔化温度，提高钎料对碳钢、不锈钢、碳化钨类硬质合金的润湿性。但钎料在大气下使用时，即使有钎剂的保护锰也易氧化结渣，钎焊接头的圆角不美观。这些钎料主要用于硬质合金与钢之间的钎焊。

BAg40CuZnIn 钎料的熔化温度较低，可用作银铜锌镉钎料的替代品。钎料中的铟主要起降低钎料熔化温度的作用。

BAg34CuZnIn，BAg30CuZnIn 钎料可用作银含量较高的银铜锌钎料（例如 B-Ag45CuZn）的替代品。钎料中添加铟可降低钎料的熔化温度，提高钎料的润湿性和流动性。

5.3 银铜系钎料

银铜系钎料的特点是不含易挥发元素，适合保护性气氛炉中钎焊或真空钎焊。

B-Ag72Cu（相当于 BAg-8）钎料在紫铜上的润湿性和流动性很好，对钢铁材料的润湿能力差，但有时仍用于在保护性气氛炉中或真空炉中钎焊碳钢、不锈钢接头，特别是钎焊这些材料与紫铜之间的接头。在钢铁材料表面镀铜或镀镍可提高钎料对母材的润湿性。高纯度的 B-Ag72Cu 常作为真空级钎料用于钎焊真空器件中的紫铜、可伐合金、镍和其他材料。

B-Ag72CuLi（相当于 BAg-8a）钎料主要用于在保护性气氛中钎焊不锈钢，且不需要使用钎剂。钎料中的锂起钎剂的作用，可去除钎焊加热过程中不锈钢表面的氧化膜，提高钎料在母材上的润湿性和流动性。因此含锂的银铜钎料是自钎剂钎料。

B-Ag72CuNiLi 钎料的性能和用途与 B-Ag72CuLi 钎料基本相同，钎料中添加少量的镍可提高钎料对不锈钢的润湿性和接头强度。

BAg-19 钎料的性能和用途与 B-Ag72CuLi 相同，常用于在较高温度下钎焊不锈钢，以便将母材的热处理与钎焊一同进行。

BAg-13a 钎料的性能和 BAg-13 相似，只是钎料中去掉了易挥发的锌，更适合炉中钎焊。

BAg-21 钎料主要用于在保护性气氛炉中或真空炉中钎焊不锈钢和高温合金，该钎料在改善铁素体不锈钢钎焊接头的耐蚀性方面比其他含镍的银基钎料更有效。

5.4 银铜锡系钎料

B-Ag60CuSn（相当于 BAg-18）钎料不含易挥发元素，适用于在保护性气氛炉中、特别是在真空炉中钎焊碳钢、不锈钢、紫铜。由于钎料熔化温度较低，常作为分步钎焊中的一级钎料。钎料也用于钎焊真空电子器件。

5.5 银锰钎料

BAg-23 钎料主要用于在保护性气氛中钎焊在较高温度下工作的不锈钢、镍基合金、钴基合金接头，接头可在 427℃以下工作，也可用于钎焊钛及钛合金。锰能改善银对钢的润湿性，同时起固溶强化作用。钎焊不锈钢时应注意由于母材与钎料电极电位的差异可能存在的缝隙腐蚀倾向。

6 贵金属钎料

6.1 金基钎料

金基钎料价格昂贵，主要用于钎焊电子管组件和对在较高工作温度下接头的耐蚀性、抗氧化性、强度、塑性要求高的铁基、镍基、钴基合金接头。钎料多用于在保护性气氛或真空中的钎焊，可采用感应加热，炉中加热方法。

表 12.5-19 列出了美国焊接学会标准中的金基钎料。由于钎料的熔化温度不同，在钎焊不锈钢或高温合金时，可采用其中一些钎料分步钎焊同一部件。其中 BAu-4 钎料是金基钎料中应用最多的钎料，常用于钎焊航空发动机的不锈钢或高温合金部件。该钎料对不锈钢或高温合金的润湿性非常好，而且填充钎缝的能力非常强，既适应窄间隙，也适应较宽的间隙。钎料的组织为金镍固溶体，强度高、塑性好。钎



焊的不锈钢或高温合金接头抗氧化、耐腐蚀。例如钎焊的 1Cr18Ni11Nb 不锈钢接头在 650℃以下抗拉强度与母材相当，接头的抗氧化能力在 800℃以下都很好。钎焊的 1Cr18Ni9Ti 与 YG15 硬质合金接头在含硫的高温腐蚀气氛中长期工作时，钎缝的耐蚀性好于镍基钎料。

表 12.5-19　美国焊接学会（AWS）分类中的金基钎料

牌号	化学成分（质量分数）/%				熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Au	Cu	Pd	Ni	固相线	液相线	
BAu-1	37.0～38.0	余	—	—	991	1 016	1 016～1 093
BAu-2	79.5～80.5	余	—	—	891	891	891～1 010
BAu-3	34.5～35.5	余	—	2.5～3.5	974	1 029	1 029～1 091
BAu-4	81.5～82.5	—	—	余	949	949	949～1 004
BAu-5	29.5～30.5	—	33.5～34.5	35.5～36.5	1 135	1 166	1 166～1 232
BAu-6	69.5～70.5	—	7.5～8.5	21.5～22.5	1 007	1 046	1 046～1 121

6.2　含钯钎料

含钯钎料有许多，表 12.5-20 中列出了一些银铜钯、银钯锰和镍基含钯钎料。

在钎焊钢铁材料时，银铜钯钎料主要用于在真空中钎焊不锈钢或高温合金。银铜钯钎料熔点较低，加工性能好，对钎缝间隙要求不严。钯促进钎料在母材上的润湿，即使是钯含量（质量分数）仅有 5%的 BAg68CuPd 在不锈钢上的润湿角也很小。当钯含量较高时，银铜钯钎料具有较好的高温性能。例如 BAg54CuPd 钎料可替代 BAu-4 钎料钎焊 1Cr13 不锈钢，接头在 427℃以下具有较好的抗氧化性和强度（见表 12.5-7）。

银钯锰钎料的工作温度更高，可达 800℃（见表 12.5-21）。但钎缝组织在长期加热中会发生偏析，钎缝中心出现低强度的富银固溶体，降低接头的力学性能。

表 12.5-20　某些可用于钎焊钢铁材料的含钯钎料

牌　号	化学成分（质量分数）/%								熔化温度/℃	钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Pd	Mn	Ni	Cr	Si	B		
BAg68CuPd	68	27	5	—	—	—	—	—	807～810	815
BAg59CuPd	58.5	31.5	10	—	—	—	—	—	824～850	860
BAg65CuPd	65	20	15	—	—	—	—	—	850～880	905
BAg52CuPd	52	28	20	—	—	—	—	—	876～900	905
BAg54CuPd	54	21	25	—	—	—	—	—	901～950	955
BAg75PdMn	75	—	20	5	—	—	—	—	1 000～1 120	1 120
BAg64PdMn	64	—	33	3	—	—	—	—	1 180～1 200	1 220
BNi48MnPd	—	—	21	31	48	—	—	—	1 120	1 125
BPd60Ni	—	—	60	—	40	—	—	—	1 237	1 250
BNiPdCrSiB	—	—	36	—	48.7	11	2.2	2.1	830～945	1 000

BNi48MnPd 钎料钎焊高温合金接头的抗剪强度比银铜钯钎料要高（见表 12.5-21），而且钎缝组织不会出现偏析，但钎料加工性能不好。

表 12.5-21　某些含钯钎料钎焊的 GH33 接头在不同温度下的抗剪强度

钎料	抗剪强度/MPa					
	20℃	600℃	700℃	750℃	800℃	850℃
BAg75PdMn	—	153.7	122.4	122.4	107.7	76.4
BAg64PdMn	—	—	—	169.4	138.0	—
BNi48MnPd	337.8	276.1	256.1	215.4	153.7	122.4

BPd60Ni 钎料熔化温度高，主要用于钎焊高温合金或难熔金属，钎焊接头的高温性能好。

BNiPdCrSiB 钎料熔化温度较低，可替代 BAu-4 钎料在 1 010℃以下钎焊 Inconel 718 高温合金，避免母材因晶粒长大而力学性能下降。由于钎料含有硅、硼，钎料较脆，不能加工成形，一般以粉末状或非晶箔带状使用。使用 BNiPdCrSiB 钎料钎焊不锈钢或高温合金时也要采用窄间隙，避免接头中出现脆性相，以确保钎焊接头的强度。

7　锡铅钎料

钎焊钢铁材料的软钎料主要是锡铅钎料，可用于碳钢、镀锡板、镀锌板、不锈钢的软钎焊。表 12.5-22 列出了某些锡铅钎料。使用锡铅钎料时，接头最佳间隙为 0.1～0.15 mm。

钎焊碳钢时多用锡含量（质量分数）在 20%～50%的锡铅钎料，其中 HLSn40Pb 钎料最常用。图 12.5-11 显示了锡含量对锡铅钎料在钢上的润湿角的影响，钎料对钢的润湿角随锡含量的增加而减小。表 12.5-23 显示了不同锡含量的锡铅钎料钎焊中碳钢搭接接头的抗剪强度，当锡含量（质量分数）在 50%左右时，接头强度最高。

表 12.5-22　某些可用于钢铁材料钎焊的锡铅钎料

牌号	化学成分（质量分数）/%				熔化温度/℃	
	Sn	Pb	Sb	Ag	固相线	液相线
HLSn65Pb	64～66	余	—	—	183	186
HLSn63Pb	62～64	余	—	—	183	183
HLSn60Pb	59～61	余	—	—	183	190
HLSn55Pb	54～56	余	—	—	183	203
HLSn50Pb	49～51	余	—	—	183	215
HLSn45Pb	44～46	余	—	—	183	227
HLSn40Pb	39～41	余	—	—	183	283
HLSn35Pb	34～36	余	—	—	183	248
HLSn30Pb	29～31	余	—	—	183	258
HLSn20Pb	19～21	余	—	—	183	279
HLSn10Pb	9～11	余	—	—	268	301
HLSn5Pb	4～6	余	—	—	300	314
HLSn63PbAg	62～64	余	—	1.5～2.5	183	183

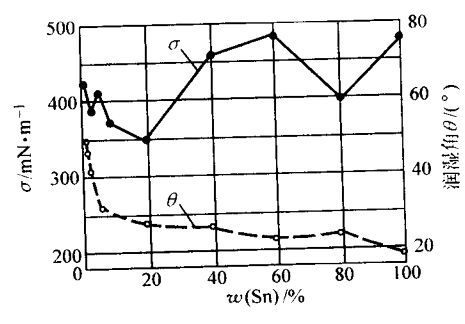


图 12.5-11　锡铅钎料的表面张力 σ 和它在钢上的润湿角 θ



钎焊镀锡钢时，常用 HLSn40Pb、HLSn50Pb、HLSn60Pb 钎料，这些钎料熔点低，润湿性、流动性特别好。用锌铅钎料钎焊低碳钢和镀锡钢时，钎焊温度不能过高，保温时间不能过长，以避免钎料与母材的界面处形成 $FeSn_2$ 金属间化合物，造成接头强度下降。

钎焊镀锌钢时要使用不含锑或锑含量低的锡铅钎料，以免锑与锌形成脆性的化合物，造成接头强度和塑性的下降。

表 12.5-23 锡铅钎料钎焊中碳钢搭接接头的抗剪强度

钎料	HLSn10Pb	HLSn20Pb	HLSn30Pb	HLSn40Pb	HLSn50Pb	HLSn60Pb
抗剪强度/MPa	19	28	32	34	34	33

钎焊不锈钢时，锡铅钎料中锡含量越高，在不锈钢上润湿和漫流越好，而且锡含量高的钎料在颜色上与不锈钢接近。一般采用锡含量（质量分数）不低于 50% 的钎料，以获得良好的钎焊强度。某些锡铅钎料钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的抗剪强度见表 12.5-24。

表 12.5-24 某些锡铅钎料钎焊 1Cr18Ni9Ti 不锈钢接头的强度

钎料牌号	化学成分（质量分数）/%			钎料熔化温度/℃		接头抗剪强度/MPa
	Sn	Sb	Pb	固相线	液相线	
料 601	17 ~ 18	2.0 ~ 2.5	余	183	277	21.5
料 602	29 ~ 30	1.5 ~ 2.0	余	183	256	32.3
料 603	39 ~ 41	1.5 ~ 2.0	余	183	235	31.3
料 604	89 ~ 91	—	余	183	222	32.3

锡铅钎料钎焊的接头工作温度较低，不宜超过 100℃。钎焊食品加工设备或餐具应使用不含铅、镉的钎料，例如锡锑钎料或锡银钎料，见表 12.5-25。

表 12.5-25 锡银和锡锑钎料

牌 号	化学成分（质量分数）/%			熔化温度/℃	
	Sn	Sb	Ag	固相线	液相线
HL605	96.0	—	4.0	221	230
HLSn95Sb	95.0	5.0	—	233	240

8 活性钎料

近十几年来对多种陶瓷材料、特别是氮化硅和碳化硅这些工程陶瓷与金属连接的研究很多，其中一很重要的连接方法是钎焊。由于传统的钼锰法不适用于氮化硅、碳化硅等陶瓷材料，在这些陶瓷的钎焊研究中提出了许多含有某种活性元素的钎料。钎焊时钎料中的活性元素与陶瓷发生反应并形成界面层，由此促进钎料对陶瓷的润湿，并与陶瓷形成冶金结合。这类含有活性元素的钎料被称为活性钎料，而钎料中含有的活性元素大多是钛。

目前研究中提出的活性钎料包括银基、铜基、铝基、镍基、贵金属基、锡基等多种钎料。其中较成熟并已经商品化的钎料主要是银基活性钎料，表 12.5-26 中列出了欧美某些厂家生产的某些活性钎料，其中绝大部分是银铜（铟）钛钎料。可钎焊氧化铝、氧化锆、碳化硅、氮化硼、氮化铝、氮化硅、赛隆及其他多种陶瓷，也可用于这些陶瓷与钨、钼、铜、镍、可伐合金、碳钢、不锈钢的钎焊。

表 12.5-26 欧美某些厂家生产的活性钎料

钎 料	化学成分（质量分数）/%					熔化温度/℃		钎焊温度/℃
	Ag	Cu	Ti	In	Sn	固相线	液相线	
64Ag34.5Cu1.5Ti	64	34.5	1.5	—	—	770	810	850 ~ 950
63Ag35.25Cu1.75Ti	63	35.25	1.75	—	—	780	815	830 ~ 850
63Ag34.25Cu1Sn1.75Ti	63	34.25	1.75	—	1	775	806	810 ~ 860
70.5Ag26.5Cu3Ti	70.5	26.5	3	—	—	780	805	850 ~ 900
68.8Ag26.7Cu4.5Ti	68.8	26.7	4.5	—	—	830	850	850 ~ 900
59Ag27.25Cu12.5In1.25Ti	59	27.25	1.25	12.5	—	605	715	700 ~ 750
73Ag19.5Cu.5In3Ti	72.5	19.5	3	5	—	730	760	850 ~ 950
96Ag4Ti	96	—	4	—	—	970	970	1 000 ~ 1 050
86Sn10Ag4Ti	10	—	4	—	86	221	300	850 ~ 900

编写：何志勇（钢铁研究总院）



第6章　钎　　剂

钎焊时母材和钎料表面的氧化膜妨碍钎料对母材的润湿，降低钎料与母材的结合强度，严重时甚至使钎料不能润湿母材。为此在大气中、在保护作用不充分的惰性气氛中、在还原作用不足的还原性气氛中钎焊时要使用钎剂。钎剂的主要作用是在钎料熔化前去除钎焊接头处母材表面和液态钎料表面的氧化膜，保护母材和液态钎料不再氧化，促进钎料对母材的润湿。为此钎剂应具备以下特性：①钎剂的熔化温度和活性温度要低于钎料的熔化温度，在钎料熔化前熔融的钎剂可充分去除母材和钎料表面的氧化膜；②钎剂的黏度小、流动性好，可在母材及钎料表面润湿铺展保护母材和钎料不再氧化；③钎剂的密度要小于液态钎料，以便于浮出钎料表面起保护作用，同时不会在钎缝中形成夹渣；④焊后钎剂残渣对母材腐蚀性小，并容易去除。

根据使用温度，钎剂可分软钎剂和硬钎剂两大类。用于钎焊温度在450℃以下的钎剂称作软钎剂，用于钎焊温度在450℃以上的钎剂称作硬钎剂。

1　软钎剂

根据化学组成，软钎剂可分为无机软钎剂和有机软钎剂。根据钎剂残渣对钎焊接头的腐蚀性，软钎剂可分为腐蚀性软钎剂、弱腐蚀性软钎剂和无腐蚀性软钎剂。腐蚀性软钎剂主要成分是无机盐和（或）无机酸，弱腐蚀性软钎剂的主要成分是有机酸、有机卤化物、胺和酰胺等，无腐蚀性软钎剂的主要成分为松香。

目前国家标准（GB/T 15829.1 ~ 15829.4—1995）中对软钎剂的化学组成没有规定，钎剂生产厂家也大多不公开其产品的精确化学成分。但是根据钎剂的主要成分，常用于碳钢软钎焊的钎剂有氯化锌型、氯化锌-氯化铵型软钎剂，常用于含铬的合金钢、不锈钢、镍铬合金等钢铁材料软钎焊的钎剂有添加盐酸的氯化锌型、添加盐酸的氯化锌-氯化铵型、磷酸型软钎剂。表12.6-1，表12.6-2分别列出了这些类型钎剂中的某些产品和配方。

表12.6-1　某些可用于钢铁材料钎焊的软钎剂产品

牌　号	组分（质量分数）/%	用　　途
RJ1	氯化锌40，水60	钎焊碳钢，铜，黄铜，青铜
RJ3	氯化锌40，氯化铵5，水55	钎焊碳钢，铜，黄铜，青铜
RJ5	氯化锌25，盐酸（相对密度1.19）25，水50	钎焊碳钢，不锈钢
RJ7	氯化锌40，二氯化锡5，氯化亚铜0.5，盐酸3.5，水51	钎焊碳钢，铸铁
RJ11	正磷酸60，水40	钎焊不锈钢，铸铁

表12.6-2　某些可用于钢铁材料钎焊的软钎剂配方

牌号	钎　剂　组　成	用　　途
1	氯化锌1 130 g，氯化铵110 g，加水至4 L	钎焊铜、黄铜、青铜、碳钢
2	氯化锌1 020 g，氯化钠280 g，氯化铵15 g，盐酸30 g，加水至4 L	钎焊铜、黄铜、青铜、碳钢
3	氯化锌710 g，氯化铵100 g，凡士林1 840 g，水180 g	钎焊铜、黄铜、青铜、碳钢
4	氯化锌2 410 g，氯化铵180 g，氯化亚锡260 g，盐酸60 g，加水至4 L，润湿剂（附加的）0.1%	钎焊不锈钢和镀锌钢板
5	氯化锌1 360 g，氯化铵140 g，盐酸85 g，加水至4 L，润湿剂（附加的）0.1%	钎焊不锈钢
6	氯化锌910 g，氯化钠225 g，氯化铵110 g，盐酸225 g，加水至4 L	钎焊铸铁
7	氯化锌1 130 g，氯化铵110 g，氢氟酸35 g，加水至4 L	钎焊铸铁

氯化锌的水溶液可作为碳钢软钎焊用钎剂。氯化锌与水作用形成络合酸

$$ZnCl_2 + H_2O \rightarrow H[ZnCl_2OH]$$

它能溶解某些金属氧化物，以达到去除氧化膜的目的。如

$$FeO + 2H[ZnCl_2OH] \rightarrow H_2O + Fe[ZnCl_2OH]_2$$

这种钎剂的活性取决于溶液中氯化锌的浓度，例如作为低碳钢的软钎剂时，当浓度在30%以下时，随着氯化锌浓度的提高钎剂的活性增大，当浓度超过30%后，提高氯化锌的浓度对提高钎料的铺展不起作用，如图12.6-1所示。

在氯化锌水溶液中添加氯化铵可进一步提高钎剂的活性，这类软钎剂就是氯化锌-氯化铵型钎剂。此外氯化锌的熔点（283℃）比大多数锡铅钎料的固相线温度高，单独使用氯化锌作钎剂，其未熔化的颗粒会夹杂于钎焊接头中形成夹渣，减弱接头的强度并腐蚀接头。在氯化锌中加入氯化铵，可降低钎剂的熔化温度（见图12.6-2）和黏度（见图12.6-3）。还有些氯化锌钎剂中添加有氯化亚锡、氯化钠以降低钎剂的熔化温度、提高钎剂的活性。为方便使用并减少加热过程中钎剂的飞溅，有些钎剂产品做成了膏状，例如用氯化锌、氯化铵、凡士林制成的膏状钎剂。

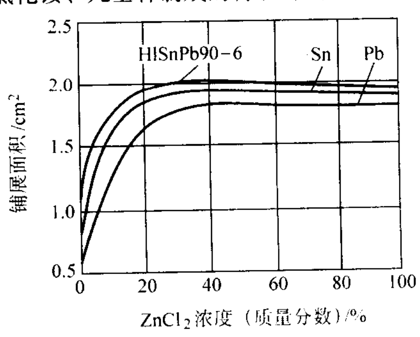


图12.6-1　钎料在低碳钢板上的铺展面积与钎剂中$ZnCl_2$浓度的关系

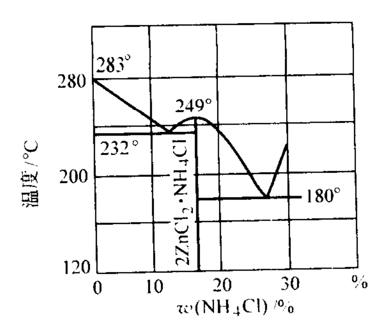


图 12.6-2 $ZnCl_2$-NH_4Cl 相图

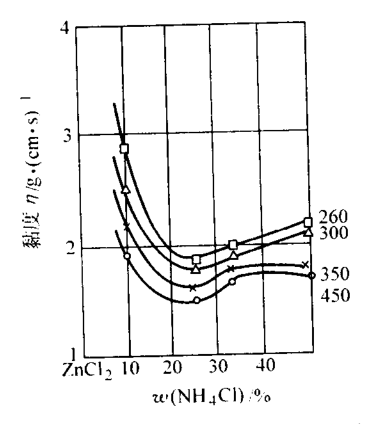


图 12.6-3 $ZnCl_2$-NH_4Cl 系的黏度与成分的关系

氯化锌、或氯化锌-氯化铵的混和物不能去除含铬的合金钢、不锈钢、或镍铬合金等钢铁材料表面的氧化膜，用于这些材料软钎焊的钎剂为添加有少量盐酸的氯化锌、或氯化锌-氯化铵钎剂，或者使用磷酸水溶液作为钎剂。在钎焊铸铁的软钎剂中有时会加有少量的氢氟酸，以溶解铸铁表面的硅夹杂物。

以上这些钢铁材料钎焊用软钎剂均为腐蚀性钎剂，钎剂的残渣对母材有腐蚀性，焊后必须彻底去除。清除含有氯化锌的软钎剂的残渣，应先用 0.5% ~ 1% 的盐酸水溶液或 5% ~ 10% 的柠檬酸水溶液清洗，然后再用水清洗。

2 硬钎剂

用于配制钢铁材料钎焊用硬钎剂的主要原材料是硼砂、硼酸、硼矸、氟化钾、氟硼酸钾、氟化钙，利用这些原材料可配制满足不同使用要求的钎剂。表 12.6-3 列出了钎焊钢铁材料时常用的硬钎剂。

脱水硼砂（$Na_2B_4O_7$）和 FB302 钎剂的熔化温度和活性温度较高，主要用于配合铜锌钎料钎焊碳钢、低合金钢。钎剂无毒，焊后钎剂残渣无毒、无腐蚀性，呈玻璃状，难去除。这两种钎剂不能去除 Cr，Si，Al，Ti 等元素的氧化物，故不适用于不锈钢和高温合金的钎焊。使用硼砂作钎剂时需注意：硼砂（$Na_2B_4O_{7.10}H_2O$）中含有结晶水，加热到 200℃ 以上硼砂中的水蒸发，导致硼砂沸腾，会降低钎剂的保护作用，因此要使用脱水硼砂（$Na_2B_4O_7$）作为钎剂。一种硼砂脱水的方法是：将硼砂加热到 850℃，待硼砂熔化后冷却，再将凝固的脱水硼砂研成粉末后使用。硼砂、硼酸作为钎剂的机制是：硼砂、硼酸受热后分解生成硼矸（B_2O_3）

$$Na_2B_4O_7 \rightarrow B_2O_3 + 2NaBO_3$$

$$2H_3BO_3 \rightarrow B_2O_3 + 3H_2O$$

硼矸能与铜、锌、铁、镍的金属氧化物形成较易熔的硼酸盐

$$MeO + B_2O_3 \rightarrow MeO \cdot 2B_2O_3$$

表 12.6-3 钢铁材料硬钎焊常用钎剂

牌号	化学成分（质量分数）/%							熔化温度/℃	钎焊温度/℃
	H_3BO_3	KBF_4	KF	B_2O_3	$Na_2B_4O_7$	CaF_2	K_2CO_3		
FB101	30	70	—	—	—	—	—	~500	550 ~ 850
FB102	—	23	42	35	—	—	—	~550	600 ~ 850
FB103	—	> 95	—	—	—	—	< 5	~550	550 ~ 750
FB104	35	—	15	—	50	—	—	~650	650 ~ 850
FB105	80	—	—	—	14.5	5.5	—	—	850 ~ 1 150
FB106	—	42	35	23	—	—	—	—	500 ~ 850
	—	—	—	—	100	—	—	741	850 ~ 1 150
FB302	75	—	—	—	25	—	—	766	850 ~ 1 150

而且硼砂分解后生成的偏硼酸钠（$NaBO_3$）能与硼酸盐进一步形成熔点更低的混合物，有助于更有效地清除氧化膜。

FB105 钎剂的熔化温度和活性温度也较高，但钎剂中加入了氟化钙，提高了钎剂去除氧化膜的能力，适用于在高温下钎焊不锈钢和高温合金。

FB101，FB102，FB103，FB104，FB106 等钎剂含有氟化钾（KF）和（或）氟硼酸钾（KBF_4），去除氧化膜的作用强，钎剂的熔化温度和活性温度也较低，适用于配合银钎料钎焊碳钢、不锈钢、高温合金，其中 FB102 是作为此用途的最常用钎剂。这类钎剂因含有氟化物（或加热后生成氟化物）而具有毒性，使用时应注意场地通风，而且焊后钎剂的残渣对母材有腐蚀性，应去除。此外，氟硼酸钾在 750℃ 以上迅速分解

$$KBF_4 \rightarrow KF + BF_3 \uparrow$$

含氟硼酸钾较多的钎剂最好在 750℃ 以下使用，而且不适用于炉中钎焊。

3 气体钎剂

用于钢铁材料钎焊的硬钎剂中还有一类气体钎剂，这些钎剂本身可以是固体、液体或气体，但在钎焊时钎剂（或钎剂受热后的产物）呈气态，钎焊后不留下固态的钎剂残渣。

在惰性保护气氛或还原性气氛炉中钎焊时，为弥补炉内气氛的保护性或还原性的不足，有时会采用向炉内添加少量气体钎剂的做法。可采用的气体钎剂有氯化氢（HCl）、氟化氢（HF）、三氟化硼（BF_3）等气体，三氯化硼（BCl_3）、三氯化磷（PCl_3）等易蒸发液体，氟化铵（NH_4F）、氟硼酸铵（NH_4BF_4）、氟硼酸钾（KBF_4）等固体。三氯化硼和三氯化磷的沸点分别为 12℃ 和 75℃，可以将它们气化后通入钎焊炉中。氟化铵、氟硼酸铵、氟硼酸钾常以固体形式加入钎焊炉中，在加热过程中分别在 600 ~ 800℃、850 ~ 950℃ 和 800 ~ 900℃ 完全分解

$$2NH_4F \rightarrow 2NH_3 + 2HF \uparrow$$

$$2NH_4BF_4 \rightarrow 2NH_3 + 2HF + 2BF_3 \uparrow$$

$$KBF_4 \rightarrow KF + BF_3 \uparrow$$

生成的各种氟化物可去除碳钢、不锈钢、高温合金表面的氧化膜。这些气体钎剂对工件及炉体有很强的腐蚀作用，只可少量使用，而且钎剂有毒性，要注意场地通风。

火焰钎焊时采用的气体钎剂是硼的有机化合物，例如硼酸甲脂、硼甲醚。气体钎剂混入燃气后通入焊炬，燃烧后生成的硼矸起钎剂作用。例如硼酸甲脂在火焰中与氧反应

$$2B(OCH_3)_3 + 9O_2 \rightarrow B_2O_3 + 6CO_2 + 9H_2O$$

目前的这类产品可用于铜、黄铜、碳钢的火焰钎焊，用于不锈钢的火焰钎焊时尚不能满足使用要求。

编写：何志勇（钢铁研究总院）

参考文献

1 美国金属学会．金属手册：第6卷．第八版．北京：机械工业出版社，1993

2 张启运等．钎焊手册．北京：机械工业出版社，1999

3 American Welding Society. Brazing Handbook. Fourth Edition, 1991

4 北京有色金属与稀土应用研究所．低银无镉焊料的研制，1991

5 中国机械工程学会焊接学会．焊接手册．第二版，第1卷．北京：机械工业出版社，2001